



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE)

Présentée et soutenue par :

Thomas ROUAULT

le mardi 18 juin 2013

Titre :

Propagation de coupure en fatigue sur composites tissés –
Etude expérimentale et modélisation

École doctorale et discipline ou spécialité :

ED MEGeP : Génie mécanique, mécanique des matériaux

Unité de recherche :

Institut Clément Ader

Directeur(s) de Thèse :

M. Christophe BOUVET (directeur de thèse)

Jury :

M. Zoheir ABOURA - Professeur, UTC Compiègne - Rapporteur
M. Jean-Jacques BARRAU - Professeur émérite, Université Toulouse III - Président
M. Matthieu BIZEUL - Docteur, Eire Composites - Examineur
M. Christophe BOUVET - Professeur, ISAE - Directeur de thèse
M. Frédéric LAURIN - Ingénieur de recherche, ONERA - Examineur
M. Eric Martin - Professeur, Institut Polytechnique de Bordeaux - Rapporteur

Remerciements

Ce document est le fruit de 3 années passés à l'ISAE de Toulouse, et de quelques mois à Eurocopter Marignane, et je souhaiterais ici remercier les personnes qui ont participé à ce travail et m'ont aidé d'une manière ou d'une autre à le mener à terme.

Je pense d'abord à Christophe Bouvet mon directeur de thèse, qui a assuré seul mon encadrement scientifique. Ses nombreuses idées et sa détermination à l'aboutissement de ces travaux, ainsi que ses conseils m'ont beaucoup aidé pendant ces 3 années.

J'adresse également mes remerciements à Vincent Nègre et Patrice Rauch pour avoir suivi mes travaux avec intérêt, et également à Rémy Cuenca d'avoir fait émerger le projet, et de m'avoir beaucoup appris et aidé.

Je remercie mes rapporteurs, Zoheir Aboura et Eric Martin, ainsi que Frédéric Laurin, qui ont accepté et honoré la lourde tâche de relire consciencieusement ce mémoire, et pour leur participation à mon jury. J'adresse également mes remerciements à Jean-Jacques Barrau pour avoir présidé ce jury.

J'ai eu la responsabilité de poursuivre les travaux de Matthieu Bizeul après son départ, sur lesquels je me suis beaucoup appuyé. Je le remercie pour l'ensemble de son travail, pour la rigueur de son organisation qui m'a grandement facilité la tâche, et également d'avoir accepté de faire parti de mon jury et ainsi de boucler la boucle.

Ces travaux ont bénéficié de l'appui du personnel de l'ISAE, et ma reconnaissance va en particulier à Guy Mirabel et Xavier Foulquier pour leur sympathie, leur disponibilité et leur aide, Thierry Foret et son équipe, Marc Chevalier, et bien sûr Marie-Odile Monsu pour son efficacité dans les tâches administratives.

Ces 3 années se sont déroulés au département mécanique de l'ISAE, et j'en retiendrais la sympathie des permanents et doctorants, au labo comme en dehors, grâce à qui l'ambiance dans ce laboratoire a été si particulière. Merci à mes collègues de bureau, Amélie Kolopp, Teddy Lisle (pour ses belles images), Sing, Julien Aubry, Pablo Navarro, Ludovic Barrière, Jean-François Ferrero, Steven Marguet, Guilhem Michon,

Joseph Morlier, ceux que j'oublie qui j'espère m'en excuseront, les anciens thésards de l'ensica, ceux qui sont partis, Laurent Mezeix, Leonardo Sanchez, les nouveaux, Loïc Bernard, Florian Pascal, Hakim, Benjamin, Victor Achard, Simon Dols, bon courage à eux pour la suite. Merci en particulier à Alexandre Boursier pour la contribution apportée par ses 6 mois de stage ainsi qu'à Joël Serra pour son projet d'étude.

La fin de ces travaux s'est ponctuée par une éprouvante période de rédaction que j'ai achevée sur le site de Marignane, et j'adresse un grand merci à l'équipe du service "pale" du bureau d'étude, à ses permanents, ses anciens, et à ses stagiaires, pour leur bonne humeur et leur sympathie.

Je n'oublie pas ceux qui ont suivi cette période de thèse de plus ou moins loin, ou qui sont venu assister à ma soutenance. Merci à Thibaud, Hindu, Olivier, Pascal, Jpeg, Edouard, Damien, Jean pour les bons moments passés ensemble.

Je remercie enfin ma famille qui m'a soutenue et a fait le déplacement jusqu'à Toulouse, et Alice pour les nombreux week-ends qui ont fini par devenir des semaines entières, pour son aide,... Merci.

Thomas Rouault - Septembre 2013



Table des matières

Chapitre I – Introduction générale	9
Chapitre II – Comportement mécanique et endommagement.....	15
2.1. Introduction	16
2.1.1. Matériau et notations	16
2.1.2. Réalisation des éprouvettes	19
2.2. Comportement mécanique et endommagement dans l'axe des renforts	20
2.2.1. Revue des études sous sollicitation quasi-statique	20
2.2.2. Revue des études sous sollicitation de fatigue	25
2.2.2.1. Généralités	25
2.2.2.2. Evolution du comportement macroscopique	27
2.2.2.3. Mécanismes d'endommagement en fatigue	29
2.2.2.4. Influence des constituants	31
2.2.2.5. Influence des paramètres d'essai	33
2.2.2.6. Bilan sur les sollicitations de fatigue	33
2.2.3. Résultats d'essais sous sollicitation quasi-statique	34
2.2.3.1. Comportement macroscopique	34
2.2.3.2. Etude du scénario d'endommagement	35
2.2.3.3. Etude de l'endommagement par thermographie infrarouge	38
2.2.3.4. Bilan	40
2.2.4. Résultats d'essais sous sollicitation de fatigue	40
2.2.4.1. Principe	41
2.2.4.2. Evolution de la rigidité	41
2.2.4.3. Courbe de fatigue ϵ -N	46
2.2.4.4. Endommagement microscopique	48
2.2.4.5. Bilan	49
2.3. Comportement en cisaillement	49
2.3.1. Revue des études de comportement en cisaillement	49
2.3.1.1. Type d'essais	49
2.3.1.2. Comportement quasi-statique	52
2.3.1.3. Comportement en fatigue	53
2.3.1.4. Evolution du comportement macroscopique	54
2.3.1.5. Mécanismes d'endommagement	55
2.3.2. Mise au point d'un essai de cisaillement au rail réversible	55
2.3.2.2. Essais préliminaires	58
2.3.2.3. Montage modifié	59
2.3.2.4. Instrumentation	62
2.3.3. Résultats	63

2.3.3.1. Validation du montage	63
2.3.3.2. Comportement du matériau en cisaillement	65
2.3.3.3. Endommagement et pseudo-plasticité.....	67
2.3.3.4. Comportement en fatigue	69
2.3.3.5. Endommagement microscopique.....	70
2.3.3.6. Etude de l'endommagement par thermographie infrarouge	73
2.3.4. Discussion	74
2.4. Essais de couplage d'endommagement.....	75
2.4.1. Principe.....	75
2.4.1.1. Aperçu des études sous chargement cyclique variable.....	75
2.4.1.2. Description des essais successifs.....	77
2.4.2. Couplage traction-traction.....	77
2.4.2.1. Essais de fatigue en traction sens 1	77
2.4.2.2. Couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) quasi-statique.....	81
2.4.2.3. Couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) fatigue.....	82
2.4.3. Couplage traction-cisaillement	85
2.4.4. Couplage cisaillement-traction	87
2.4.5. Discussion	89
Chapitre III – Etude expérimentale de la propagation de coupure.....	91
3.1. Introduction	92
3.2. Revue bibliographique	92
3.2.1. Introduction	92
3.2.2. Résistance à la propagation de coupure.....	93
3.2.3. Identification d'une loi de propagation	98
3.2.4. Mécanismes d'endommagement.....	101
3.2.5. Propagation en mode II et mixte	103
3.2.6. Bilan.....	105
3.3. Méthodes expérimentales.....	106
3.3.1. Procédure commune aux essais de propagation en fatigue.....	106
3.3.2. Méthode de dépouillement optique	107
3.4. Essais de propagation de coupure en traction	109
3.4.1. Conditions d'essais – géométrie d'éprouvette.....	109
3.4.2. Drapage $[0/90]_4$	110
3.4.3. Drapage $[\pm 45]_2$	118
3.4.4. Drapage quasi-isotrope	119
3.5. Essais de propagation de coupure en cisaillement	122
3.5.1. Géométrie de l'éprouvette	122
3.5.2. Cas du drapage $[0/90]_4$	124
3.5.2.1. Essai sous chargement quasi-statique.....	124
3.5.2.2. Cas $w/b = 0,5$	126
3.5.2.3. Cas $w/b = 0,2$	133
3.5.3. Drapage $[0;45]_s$	134
3.6. Synthèse.....	138

Chapitre IV – Modélisation numérique de la propagation de coupure.....139

4.1. Bibliographie	140
4.1.1. Mécanique linéaire de la rupture et méthodes analytiques.....	140
4.1.1.1. Eléments de mécanique de la rupture	140
4.1.1.2. Direction de propagation	145
4.1.2. Méthodes empiriques	146
4.1.3. Modélisations multi-échelles	148
4.1.4. Endommagement continu.....	152
4.1.5. Endommagement discret	154
4.1.6. Eléments finis avancés.....	156
4.1.6.1. X-FEM	156
4.1.6.2. Formulation périodynamique	159
4.2. Principe du modèle à l'échelle de la mèche	161
4.2.1. Aspects pratiques du maillage.....	162
4.2.2. Rôle des éléments.....	165
4.2.3. Cas de maillages à plusieurs plis	165
4.3. Comportement du stratifié sain	166
4.4. Prise en compte de l'évolution du comportement mécanique	168
4.4.1. Endommagement en fatigue	169
4.4.1.1. Données expérimentales.....	169
4.4.1.2. Matrice de raideur de l'élément d'interface	171
4.4.1.3. Relation raideur – endommagement	173
4.4.1.4. Loi d'endommagement en fatigue	175
4.4.1.5. Déformation prise en compte dans le calcul de la raideur.....	178
4.4.1.6. Cumul d'endommagement	180
4.4.2. Pseudo-plasticité.....	183
4.4.2.1. Loi d'endommagement en cisaillement	184
4.4.2.2. Modèle de pseudo-plasticité endommageable	185
4.5. Rupture des éléments.....	186
4.5.1. Calcul de la durée de vie d'une mèche	187
4.5.2. Pilotage des éléments de rupture	188
4.5.3. Propagation de l'endommagement.....	190
4.6. Eléments d'interface 0-45	191
4.6.1. Principe.....	191
4.6.2. Identification de la matrice de raideur	193
4.6.2.1. Matrice d'interpolation I	194
4.6.2.2. Matrice de rigidité K_M	195
4.6.2.3. Matrice d'extrapolation des efforts J	196
4.6.2.4. Assemblage de la matrice	197
4.6.2.5. Dégradation – rupture.....	197
4.6.3. Discussion.....	198
4.7. Intégration sur un modèle générique.....	198
4.7.1. Aspects pratiques de l'algorithme	198
4.7.2. Modélisation d'une structure.....	202

Chapitre V – Comparaison essais - calculs	205
5.1. Introduction – Méthodologie	206
5.1.1. Précisions concernant les modèles	206
5.1.2. Dépouillement.....	207
5.2. Essais de propagation en traction.....	207
5.2.1. Cas du drapage $[0/90]_n$	207
5.2.1.1. Eprouvette de 50 mm de large.....	208
5.2.1.2. Eprouvettes de 30 mm de large	214
5.2.1.3. Discussion.....	218
5.2.2. Cas du drapage $[\pm 45]_2$	218
5.2.3. Cas du drapage $[0;45]_s$	226
5.3. Essais de propagation en cisaillement.....	231
5.3.1. Cas du drapage $[0/90]_4$	231
5.3.2. Cas du drapage $[0;45]_s$	236
5.4. Synthèse et discussion	240
Conclusions et perspectives.....	245
Références bibliographiques.....	249
Liste des figures.....	261
Liste des tableaux	270

Chapitre I – Introduction générale

Les pales d'hélicoptères sont des pièces dont la rupture, même partielle, est catastrophique pour l'appareil, ce qui les place dans la catégorie des composants les plus critiques de l'hélicoptère. Une pale peut schématiquement se décrire par une structure poutre, orientée selon l'axe de l'envergure, et constituée d'un longeron et d'un arêtier de rigidité importante, de remplissages non-travaillants, d'une ou plusieurs nervures (éventuellement), et recouverte d'une peau appelée revêtement (Figure I.1).

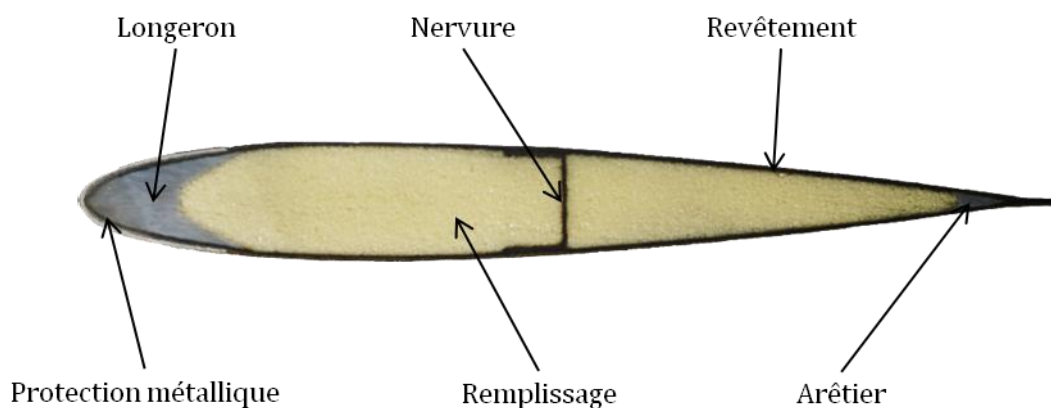


Figure I.1 – Schéma de la structure interne d'une pale d'hélicoptère.

Ce revêtement mince est généralement composé de 2 à 4 plis de tissu composite, organisés en mèches de fibres de verre ou de carbone tissées et imprégnées de résine.

Les travaux présentés ici se sont concentrés sur un matériau donné, un tissu pré-imprégné verre/époxy employé comme revêtement de pale mais également sur d'autres pièces de l'hélicoptère (poutre de queue, dérive) ou pour des applications telles que les pales d'éoliennes.

Outre son chargement de service, le revêtement d'une pale est soumis aux aléas de l'environnement extérieur, tel que les risques d'impacts [Navarro12], ou de foudre. Il peut également être le siège de défauts de matériau, de production, de maintenance ou de concentrations de contraintes inattendues. Ces phénomènes peuvent être à l'origine de rupture des plis dans l'épaisseur. On désignera par le terme « coupure », la rupture du pli à travers son

épaisseur, c'est-à-dire avec rupture de mèches, pour lever l'ambiguïté avec les « fissures » qui, pour les matériaux composites, concernent dans la majorité des cas le délaminage (rupture interlaminaire), les décollements fibre/résine ou la rupture matricielle dans les mèches. On parle également de rupture translaminaire ou « *through-the-thickness crack* » en anglais pour désigner les coupures.

La définition et le dimensionnement d'une pale, doivent prendre en compte l'éventualité de ces coupures en se plaçant dans une démarche « *fail-safe* ». Par ailleurs des intervalles d'inspection doivent être définis en fonction des vitesses de propagation des coupures potentielles. D'autre part, les exigences des autorités de certification sont croissantes concernant la tolérance aux dommages. Elles demandent de justifier des situations exceptionnelles telles que la durée de vie minimale après impact, difficile à appréhender par les moyens de calcul ou de simulation classiques.

Ces travaux s'inscrivent dans cette problématique générale, peu étudiée dans la littérature. Ils font suite et s'appuient sur les travaux de thèse de M. Bizeul [Bizeul09] portant sur la même problématique de l'étude expérimentale et numérique du phénomène de propagation de coupure sur revêtement mince et sous chargement de vol.

Le chargement de vol d'une pale est décomposé en un effort centrifuge constant et des charges aérodynamiques. Ces dernières sont cycliques pour des raisons intrinsèques à la mécanique du vol de l'hélicoptère et de par les vibrations engendrées par les parties tournantes. Sur la structure on a coutume de négliger les efforts tranchants et on décompose les charges aérodynamiques en trois moments selon les axes du repère lié à la pale : battement, trainée et torsion (Figure I.2).

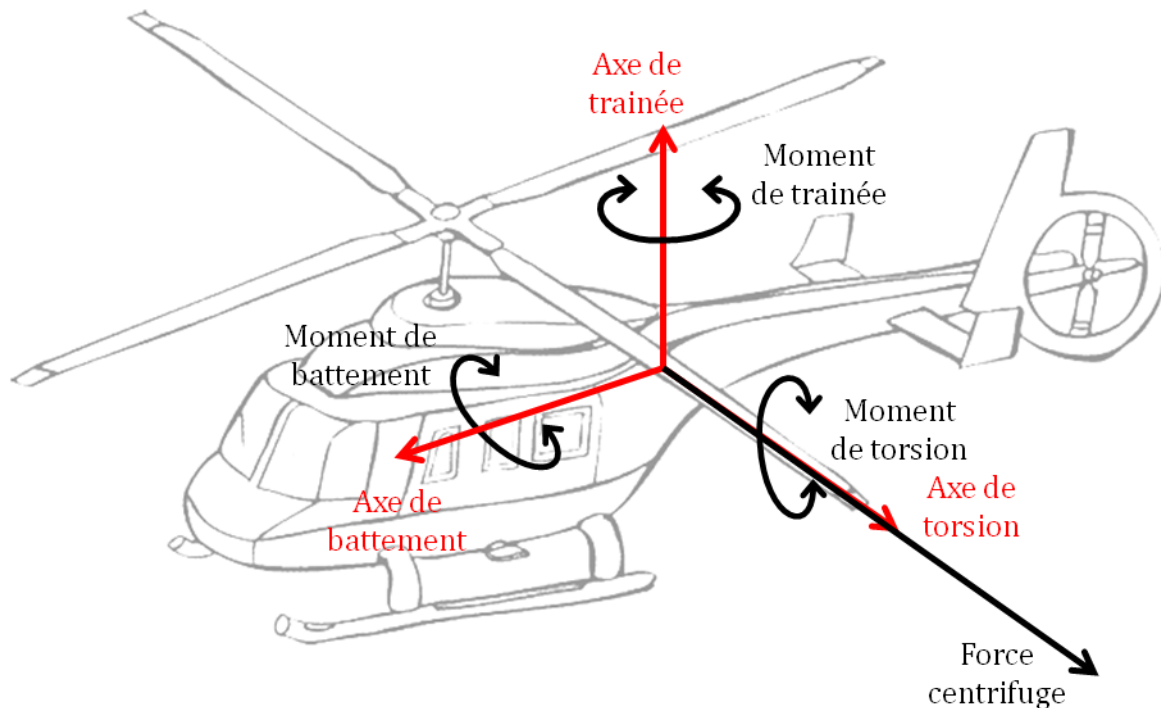


Figure I.2 – Définition des axes du repère pale et des actions mécaniques s'exerçant sur une pale en vol.

Sur le revêtement, cela se traduit par des sollicitations planes de traction pour l'effort centrifuge, les moments de battement et de trainée, et de cisaillement pour le moment de torsion. La démarche de l'étude expérimentale de la propagation de coupure sur un revêtement de pale a été de considérer séparément les sollicitations de traction et de cisaillement (Figure I.3), de les analyser expérimentalement, et de proposer un modèle capable de reproduire le comportement expérimental. Différents cas de drapages et de sollicitations ont été étudiés, permettant ainsi d'évaluer les résultats d'un modèle sur un panel varié de situations.

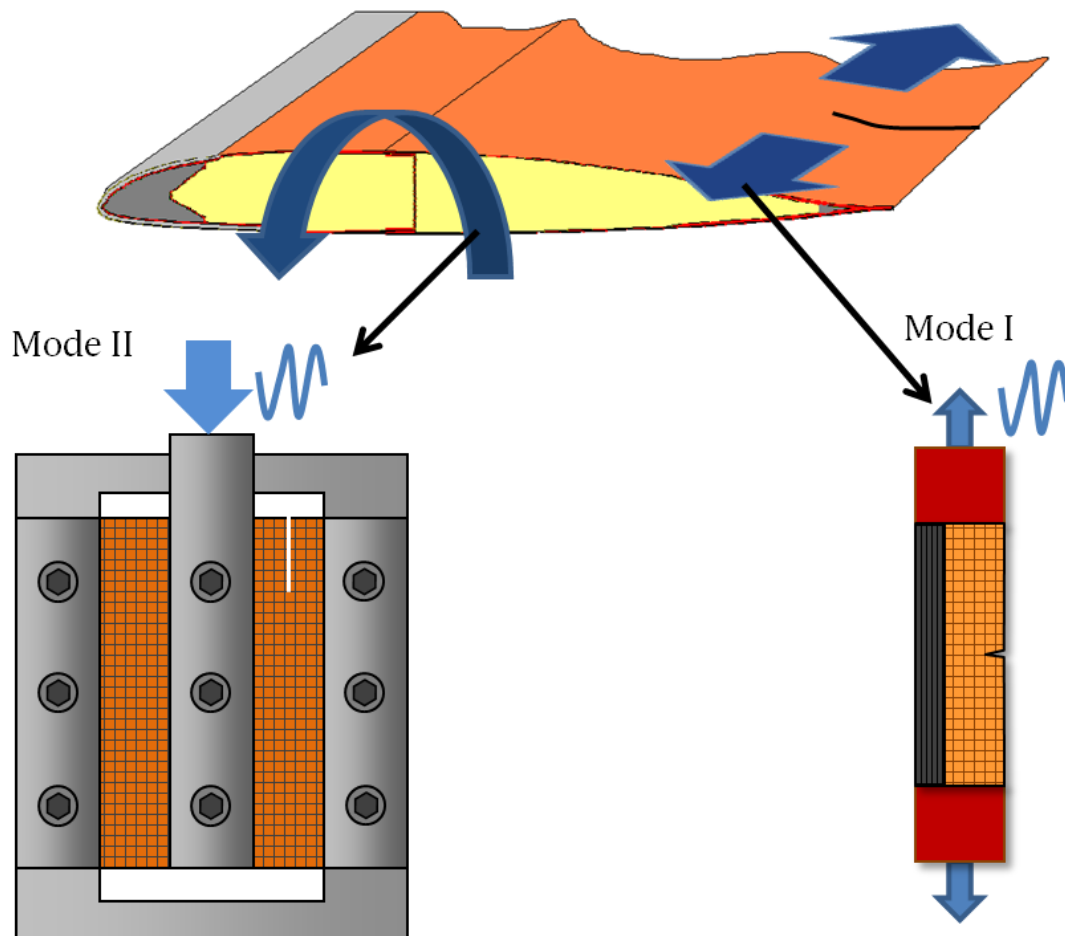


Figure I.3 – Illustration de l'approche adoptée pour l'étude de la propagation de coupure.

La traction sur un revêtement présentant une coupure perpendiculaire à la direction envergure (propagation en mode I), a été reproduite sur coupon à l'aide d'une éprouvette structurale [Bizeul09]. Le cisaillement met en jeu du mode II de rupture. Pour le reproduire, un essai original s'appuyant sur un montage de cisaillement au rail a été développé. Le montage et le moyen de mesure ont été adaptés pour permettre l'étude de la propagation de coupure sous sollicitation cyclique de cisaillement.

On peut préciser ici que la structure de la pale, en particulier la présence d'un longeron concentrant la majorité de la rigidité de l'éprouvette, a pour conséquence la conservation de la déformation dans le revêtement en cas de propagation de coupure. En dehors du voisinage de la pointe de coupure, siège de concentrations de contraintes, la déformation du revêtement n'est

pas affectée par la propagation de la coupure. Ainsi, il est apparu judicieux de réaliser l'étude expérimentale à déformation imposée, et d'utiliser la grandeur « déformation » plutôt que « contrainte » dans les différentes analyses.

On peut résumer le cadre et les spécificités de l'étude par :

- Etude sur tissu de verre/époxy,
- propagation de coupure (rupture translaminaire) en mode I et II,
- sollicitation cyclique,
- sollicitation plane,
- déformation imposée.

L'ensemble de l'étude expérimentale de propagation de coupure a pu révéler des mécanismes d'endommagement du matériau, au voisinage de la pointe de coupure, où les déformations sont bien supérieures aux déformations de vol.

Pour les étudier, des essais de caractérisation sur éprouvettes non entaillées accompagnent l'étude de la propagation de coupure afin d'obtenir des données matériau. Des essais sous sollicitations quasi-statiques et cycliques en traction et en cisaillement ont été menés ainsi que des observations microscopiques des éprouvettes endommagées. D'autres essais originaux ont été réalisés pour étudier le couplage entre deux types d'endommagement différents. Plus précisément, des éprouvettes ont subi successivement différents types de sollicitation afin d'évaluer l'effet de l'endommagement obtenu sous une première sollicitation donnée sur le comportement sous une seconde sollicitation.

La démarche est ici d'identifier les mécanismes de dégradation pouvant apparaître en pointe de coupure, de les caractériser, de les situer, d'évaluer leur développement et éventuellement d'en quantifier les effets sur le comportement du matériau, pour dans un second temps, les retranscrire à l'aide d'un modèle.

Les études expérimentales ont orienté une stratégie de modélisation qui constitue un second volet de ces travaux de thèse.

Elle repose sur une représentation originale du matériau à l'échelle des mèches en s'appuyant sur des constats expérimentaux. La modélisation du comportement du matériau à travers une représentation semi-discrète de l'endommagement s'inspire des observations expérimentales. Ce modèle tire son originalité du critère de rupture qui permet la propagation : il s'appuie sur la tenue en fatigue des fibres, et est identifié uniquement sur des essais de fatigue dans l'axe des fibres. En particulier il ne nécessite pas l'introduction de paramètres obtenus par identification inverse ou de valeur de taux de restitution d'énergie critique nécessitant des essais de propagation coûteux à mettre en œuvre, et à exploiter, en comparaison des essais à réaliser pour obtenir une courbe de fatigue S-N ou ε -N.

Cette modélisation a été évaluée pour les différentes configurations de sollicitations et drapages réalisées sur coupon en laboratoire.

Ces travaux de thèse ont ainsi comporté une partie expérimentale, et une partie modélisation numérique, et le plan de ce mémoire suit ce découpage. Il est organisé en 4 chapitres :

Les chapitre II et III traitent de l'étude expérimentale menée sur le matériau. Le Chapitre II, présente l'étude de l'endommagement en traction, cisaillement, et le couplage possible entre les endommagements. L'étude du comportement du matériau entaillé sous sollicitation cyclique, est ensuite présentée dans le Chapitre III.

La modélisation développée pour reproduire la propagation de coupure est présentée au Chapitre IV. Enfin, ce modèle est évalué au Chapitre V par la comparaison des résultats de la simulation pour les configurations de propagation réalisées expérimentalement.

Chapitre II – Comportement mécanique et endommagement

Table des matières

Chapitre II – Comportement mécanique et endommagement	15
2.1. Introduction	16
2.1.1. Matériau et notations	16
2.1.2. Réalisation des éprouvettes	19
2.2. Comportement mécanique et endommagement dans l'axe des renforts	20
2.2.1. Revue des études sous sollicitation quasi-statique	20
2.2.2. Revue des études sous sollicitation de fatigue	25
2.2.3. Résultats d'essais sous sollicitation quasi-statique	34
2.2.4. Résultats d'essais sous sollicitation de fatigue	40
2.3. Comportement en cisaillement	49
2.3.1. Revue des études de comportement en cisaillement	49
2.3.2. Mise au point d'un essai de cisaillement au rail réversible	55
2.3.3. Résultats	63
2.3.4. Discussion	74
2.4. Essais de couplage d'endommagement	75
2.4.1. Principe	75
2.4.2. Couplage traction-traction	77
2.4.3. Couplage traction-cisaillement	85
2.4.4. Couplage cisaillement-traction	87
2.4.5. Discussion	89

2.1. Introduction

L'ensemble des travaux de thèse détaillés dans ce mémoire concerne un unique matériau, composé de fibres de verre et d'une matrice époxy ordonnées suivant une armature tissée. Utilisé comme revêtement d'une pale d'hélicoptère il est soumis à des sollicitations cycliques combinées de traction et de cisaillement. La présence d'un défaut géométrique détourne les chemins d'efforts et provoque ainsi une concentration de contrainte en pointe d'entaille. Les champs de contraintes et de déformations perturbés et amplifiés peuvent provoquer un endommagement important sous diverses formes et affectent la tenue mécanique du matériau.

Une compréhension détaillée de la propagation de coupure requiert l'étude de l'endommagement du matériau, dans sa nature, sa localisation, sa quantification, et sa cinétique. Différents essais et méthodes de caractérisation ont été mis en œuvre dans cette optique. Des essais classiques de traction dans l'axe des renforts à la fois sous chargement quasi-statique et de fatigue sont d'abord développés. Le comportement en cisaillement a été caractérisé à travers l'utilisation d'un essai de cisaillement au rail original modifié spécifiquement pour les sollicitations cycliques. En plus de permettre de caractériser le matériau, et de comprendre les phénomènes apparaissant, ces essais ont en outre guidé la stratégie de modélisation numérique, et été sources de données quantitatives nécessaires à l'identification des paramètres de ce modèle décrit au chapitre IV. Cette modélisation a également requis d'autres types d'essais particuliers quasiment inexistant dans la littérature dénommés ici « couplage », qui représentent en réalité l'influence d'un type d'endommagement spécifique à une sollicitation (*i*) sur le comportement sous une autre sollicitation (*ii*). Ces études sont décrites dans les 3 sous-parties suivantes. Elles sont chacune décomposées de la même manière. Une revue bibliographique détaille d'abord l'état de l'art dans le cas d'étude concerné, elle se focalise essentiellement sur les composites tissés, à fibres de verre ou de carbone. Ensuite, sont détaillés les essais, les observations et les résultats obtenus au laboratoire sur le matériau spécifique à notre étude. Avant de décrire ces trois sous-parties, ce matériau, les notations utilisées, et les procédés de fabrication sont précisés en préambule.

2.1.1. Matériau et notations

Le matériau étudié est un tissu pré-imprégné composé de fibres de verre, et de résine époxyde (époxy). L'armure est un satin de 8 dont la géométrie est représentée Figure II.1. Les caractéristiques nominales de ce tissu sont résumées dans le Tableau II.1. Bien qu'il s'agisse d'un tissu équilibré, de légères différences de propriétés mécaniques sont constatées entre les deux directions de renforts, incitant à une distinction entre les directions « chaîne » et « trame ». Dans la suite du mémoire, les axes x et y , et les indices correspondants désigneront des directions structurales, alors que 1 et 2 se rapporteront aux axes d'orthotropie du matériau. Dans la Figure II.1, la direction 0° est choisie alignée avec la direction chaîne.

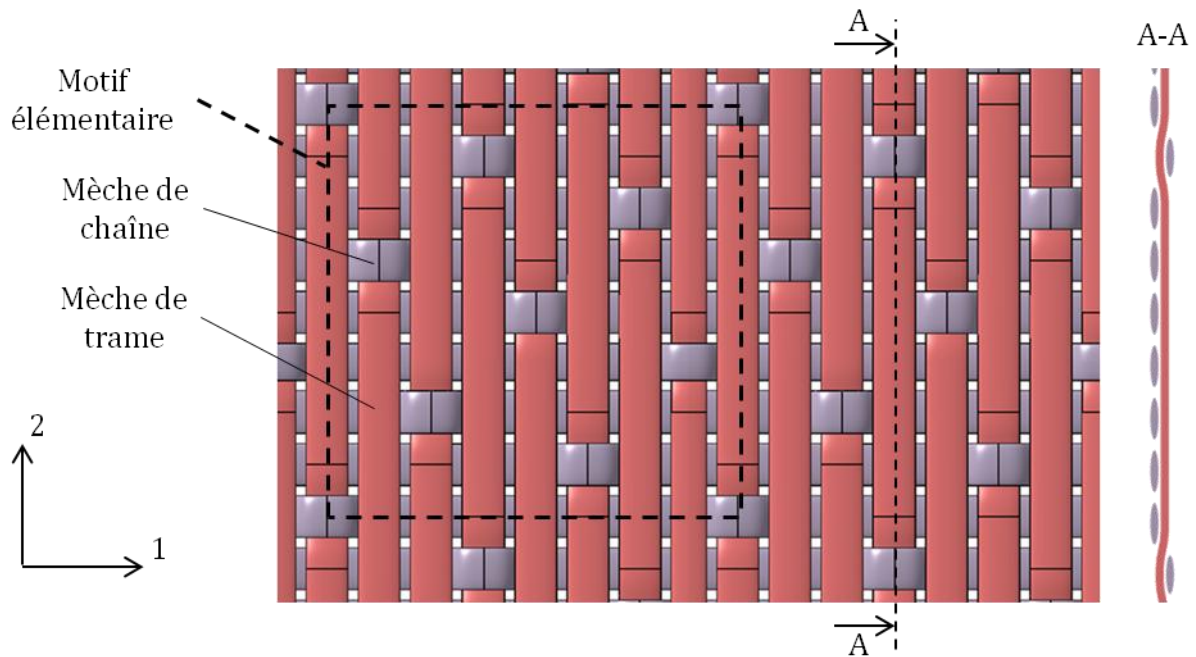


Figure II.1 – Armure satin de 8 du matériau étudié.

Tableau II.1 – Caractéristiques du tissu étudié.

Paramètres	
Fraction massique résine (%)	45
Masse volumique (g/cm ³)	1,73
Epaisseur nominale (mm)	0,31
Masse surfacique (g/m ²)	303
Contexture (mèches / cm)	22

Les points de tissages sont alignés selon des directions particulières qui ne sont pas symétriques par rapport à l'un des axes d'orthotropie (voir Figure II.2), ce qui a conduit à des voilages de plaques après polymérisation. [Bishop89] constate cet effet, et l'insuffisance de la notation couramment utilisée pour décrire la séquence d'empilement. Elle propose une notation plus précise présentée Figure II.2 pour expliquer le voilage de plaques obtenu pour certains empilements équilibrés présentant *a priori* une symétrie miroir. Le premier et second nombre indiquent les orientations de renforts majoritaires sur les faces inférieures et supérieures du pli respectivement. Les crochets sous les nombres indiquent le tissage entre les deux directions. Les lettres sur les chiffres indiquent la nature (« chaîne » ou « trame ») des mèches correspondant à l'orientation indiquée. Dans le motif du satin de 8, les points de tissages sont alignés selon un axe orienté à environ 18° de l'axe des mèches. La Figure II.2 permet de constater que ces directions changent de signe en pivotant le pli de 90° ou en le retournant pour permuter les faces visibles et cachées mais sans changer l'orientation.

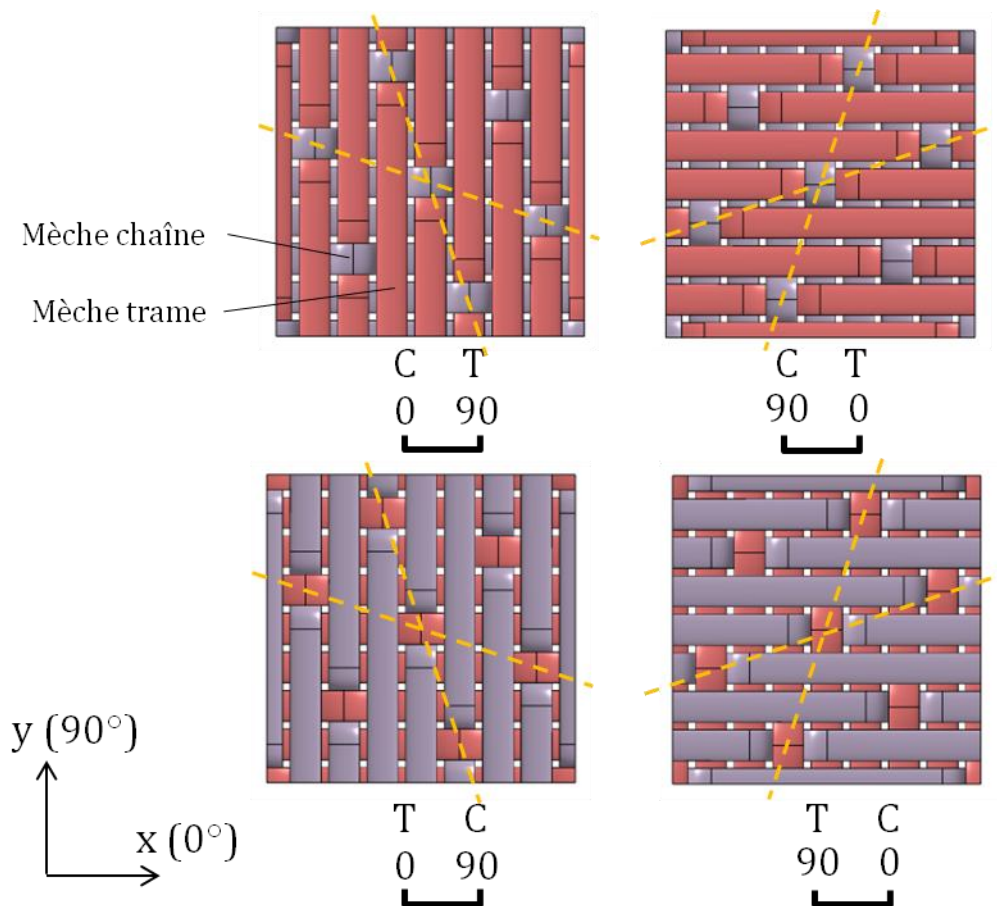


Figure II.2 - Différentes configurations de drapages possibles avec un pli 0/90, et introduction des notations de [Bishop89]. La couleur utilisée pour représenter les mèches caractérise sa direction « chaîne » ou « trame ».

Pour les drapages de notre étude, la symétrie miroir n'est pas appliquée, les plis sont drapés sans permuter les faces visibles et cachées dans le but de limiter le voilage des plaques.

Nous n'utiliserons pas les notations de [Bishop89] et les drapages utilisés seront notés :

- $[0/90]_n$ signifiant n plis au total, comportant chacun des renforts dans les directions 0° et 90° . Les éprouvettes notées $[0]_n$ (resp. $[90]_n$), indiquent que l'effort s'applique dans la direction chaîne (resp. trame).
- $[\pm 45]_n$ signifiant n plis au total comportant chacun des mèches dans les directions $+45^\circ$ et -45° .
- $[0;45]_s$ et $[45;0]_s$ correspondant à une séquence d'empilement $[0/90;\pm 45;\pm 45;0/90]$ et $[\pm 45;0/90;0/90;\pm 45]$ respectivement, en veillant à ce que tous les plis présentent la même face (« chaîne » ou « trame » vers le haut).

Les drapages des revêtements de pales d'hélicoptères comportent de 2 à 4 plis dans la plupart des cas. Pour des raisons pratiques, les essais, en particulier ceux de cisaillement, ont dû être réalisés sur des éprouvettes de 4 plis. Par suite, pour assurer la cohérence des résultats expérimentaux, les autres types d'essais de cette étude expérimentale sont (pour la plupart) réalisés sur des éprouvettes de 4 plis. [Osada03] observe des différences de comportement entre éprouvettes à 10 plis et à un seul pli en termes de contraintes et déformations à rupture et seuil

d'endommagement. Il ne commente pas ces écarts évoquant seulement le phénomène d'imbrication entre les plis ou « *nesting* ». Ce phénomène a été étudié en détail par [Lomov03] sur tissu à armure sergée. L'auteur met en évidence numériquement et expérimentalement, que l'épaisseur moyenne de chaque pli diminue avec le nombre de plis de l'éprouvette. La diminution est franche entre 1 et 2 à 4 plis, puis s'adoucit en comparaison avec la dispersion expérimentale.

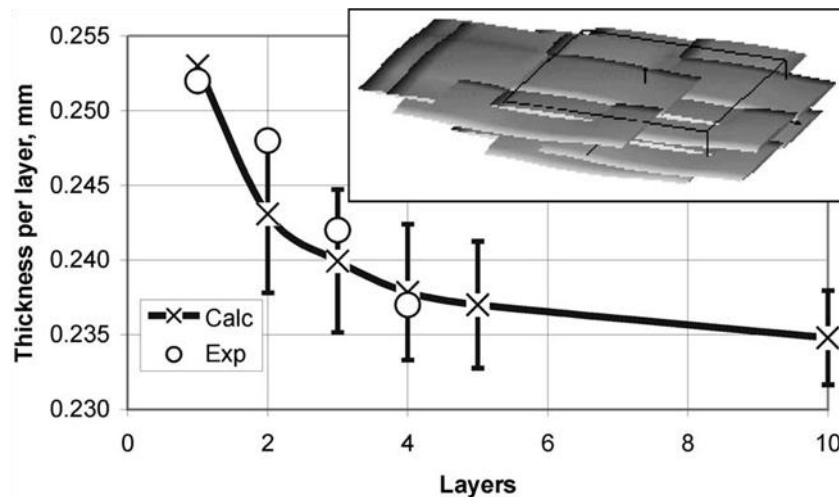


Figure II.3 - Mise en évidence du phénomène d'imbrication des plis par comparaison essai/simulation de l'épaisseur moyenne d'un pli en fonction du nombre total de plis [Lomov03].

Dans notre étude, le passage de 2 à 4 plis a été étudié en traction quasi-statique ou fatigue, et n'a montré aucune influence notable sur la résistance, la tenue en fatigue, où l'évolution de l'endommagement.

2.1.2. Réalisation des éprouvettes

L'ensemble des éprouvettes décrites dans ce chapitre a été réalisé à l'Institut Clément Ader selon le même processus. Le tissu pré-imprégné est découpé, drapé et polymérisé sous forme de plaque d'environ 50x50 cm² sous poche à vide. La polymérisation s'effectue sous une pression de 0,9 bar et selon le cycle de polymérisation donné Figure II.4. Des tissus d'arrachages sur les deux faces du stratifié permettent de démouler le composite après polymérisation de la résine. Un feutre de drainage est ajouté pour permettre l'application d'un vide uniforme sur la plaque.

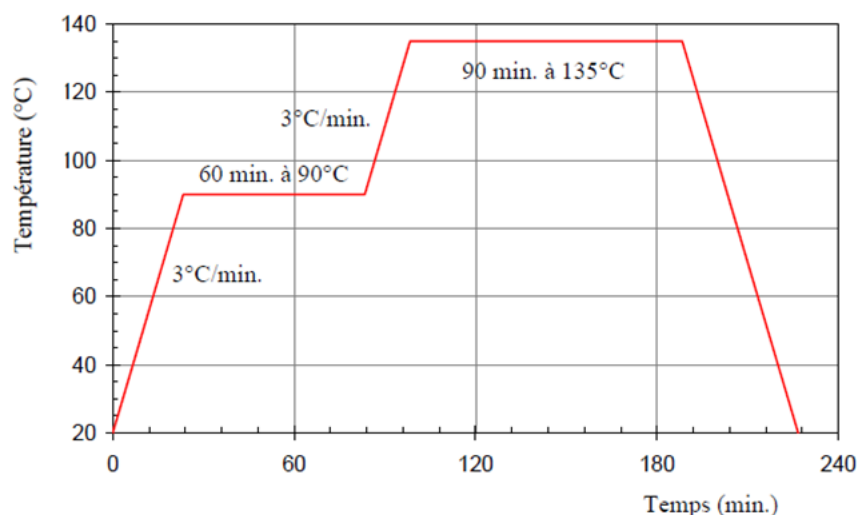


Figure II.4 – cycle de polymérisation du pré-imprégné verre-époxy étudié.

2.2. Comportement mécanique et endommagement dans l'axe des renforts

2.2.1. Revue des études sous sollicitation quasi-statique

Dans les tissus, les fibres sont organisées en mèches réparties selon deux directions orthogonales. Ils se distinguent d'autres arrangements de mèches, notamment les renforts tressés à deux directions non orthogonales ou trois directions coplanaires, les renforcements tricotés (mèches entrelacées dans le plan), les tissus 3D, ou les tissus renforcés dans l'épaisseur, par piquage ou z-pinning.

On distingue les deux directions de tissages par les termes « chaîne » et « trame », et le tissu est qualifié d'équilibré lorsque les mèches de chaîne et de trame contiennent le même nombre de fibres moyen.

Le comportement des tissus composites dans le cas de traction dans un des deux axes de renforts a déjà été étudié par de nombreux auteurs, dans le cas de sollicitations quasi-statiques. Dans le cas où les mèches sont constituées de fibres de verre, et de matrice organique la courbe σ - ϵ typique est donnée Figure II.5.

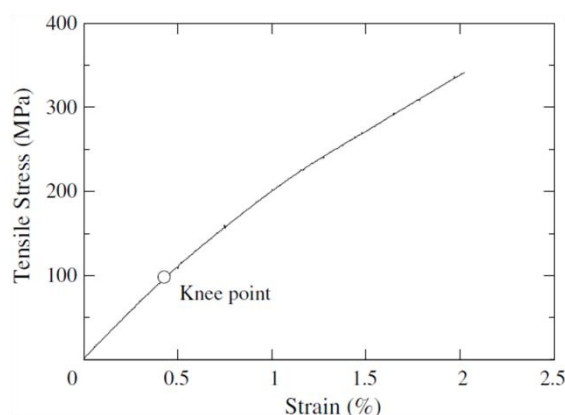


Figure II.5 – Comportement en traction d'un tissu de verre/vinyle-ester [Osada03].

Ce comportement macroscopique est linéaire élastique jusqu'à un certain seuil dénommé « *knee-point* » au niveau duquel la courbe contrainte-déformation présente une inflexion. Celui-ci est attribuée à des ruptures matricielles [Steeves04] qui abaissent la rigidité globale du matériau/structure. [John01] observe même une double inflexion dans la courbe de comportement. [Osada03] note que cette inflexion est plus ou moins marquée selon l'armure de tissage.

Pour les tissus à base de fibres de carbone, ce phénomène est moins marqué, voir inexistant où même inverse selon les constituants. A titre d'exemple, [Daggumati13] observe une inflexion dans l'autre sens (rigidification). En effet, les fibres des tissés ont la particularité de pouvoir se déplier avec l'accroissement de la sollicitation et le développement de l'endommagement matriciel. Ce dépliement peut parfois s'observer pour les unidirectionnels [VanDreumel77] dont les fibres présentent un défaut d'alignement par rapport à la direction de chargement. La concurrence entre les phénomènes de dégradation de la résine et ceux d'alignement des fibres sur la réponse contrainte/déformation semble tourner en faveur d'une baisse de rigidité pour les renforts en verre ([Alif97], [Kumagai04], [Osada03], [Steeves04] [John01] [Lomov08]), mais pas forcément pour les renforts en carbone. [Gao99], [Daggumati13], [Alif97] n'observent pas d'affaiblissement de rigidité en traction, contrairement à [Karahhan11] qui observe une diminution du module d'Young tangent sur sergé carbone/époxy. Les fibres de carbone étant plus rigides que les fibres de verre, la matrice et *a fortiori* sa rupture a moins d'effet sur la raideur totale du composite. De plus [Alif97] rappelle que les fibres de verre travaillent sur une plage de déformations plus élevées que le carbone.

La rupture finale du tissu correspond à la rupture fragile et brutale des fibres pour des déformations typiquement comprises entre 1,5 et 3% pour les tissus de verre.

Par suite, de nombreux travaux se sont concentrés sur l'endommagement des tissus à l'échelle microscopique. Dans le cas de traction quasi-statique, on peut citer [Manger97], [Gao99], [Osada03], [Daggumati10], [Karahhan11] et [DeGreef11a] qui décrivent la nature des endommagements constatés, ainsi que leurs chronologies. Les types de dommage relevés sont :

- la fissuration matricielle dans les mèches transverses,
- le décollement d'interface entre les fibres et la matrice,
- les méta-délaminages, c'est-à-dire les délaminages entre les deux directions de renfort d'un même pli,
- les délaminages à proprement parler,
- la rupture longitudinale de fibres.

La rupture transverse de fibres, plus rare, peut être observée dans certains cas [Gao99]. Ces types d'endommagement sont similaires dans leur nature à ceux que l'on peut observer sur les stratifiés composés de plis unidirectionnels, si ce n'est les méta-délaminages propres aux tissus. Cependant les ruptures matricielles et d'interface se trouvent généralement plus confinées, à cause du tissage qui s'oppose au développement de l'endommagement, et à des phénomènes tels que le *splitting* que l'on observe sur composites unidirectionnels [Smith00]. Aussi, l'architecture du matériau, la présence de mèches, de zones d'ondulation, de zones riches

en résine créent des zones de sur-contraintes propices à la fissuration [DeCarvalho11]. Ainsi la fissuration matricielle apparaît dans des zones bien particulières, généralement dans les zones d'ondulation des mèches transverses. [Daggumati10] classe ces phénomènes d'endommagement en fonction de leur échelle: l'échelle microscopique concerne les ruptures d'interface entre fibres et résine ou la rupture de fibres isolées. L'échelle mésoscopique se rapporte aux fissures de la taille des mèches, et aux méta-délaminages. Enfin, on peut associer les délaminages étendus, ainsi que les ruptures longitudinales de plusieurs mèches à l'échelle macroscopique.

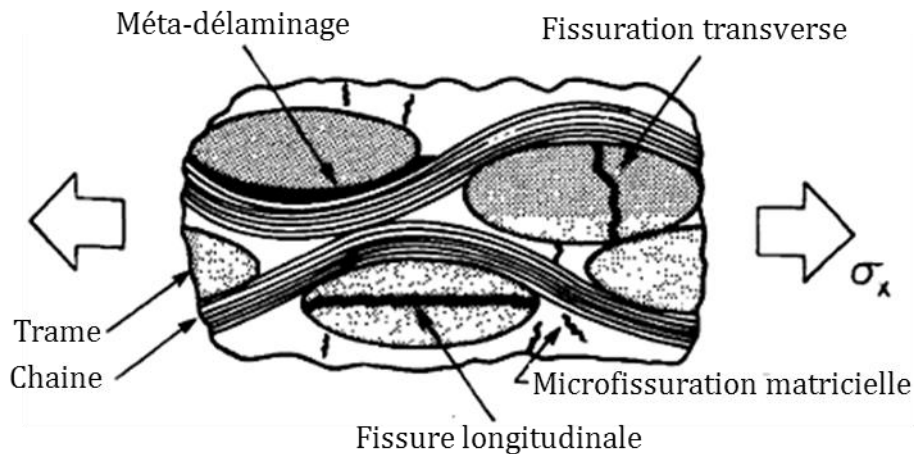


Figure II.6 – Illustration des modes d'endommagement observés sur les composites tissés [Alif97].

Les différents auteurs qui se concentrent sur l'endommagement des tissus, cherchent à mesurer les seuils des différents types d'endommagement, caractériser leurs formes, et l'influence de certains paramètres d'essais. Ces endommagements apparaissent avec des chronologies différentes. L'initiation se fait généralement par fissuration dans les mèches transverses au niveau des zones d'ondulation. A l'aide de corrélation d'image, [Daggumati11] parvient à corréler le champ de déformation au motif de tissage et montre que la déformation maximale se situe au centre des points de tissages, lieu où il détecte les premières fissurations matricielles (Figure II.7). Par cette méthode, il parvient également à détecter une discontinuité temporelle nette dans la déformation locale signe d'apparition brutale de micro-fissuration. [Karahan11] utilise la même méthode et obtient des résultats similaires sur traction dans l'axe et hors axes des mèches d'un sergé.

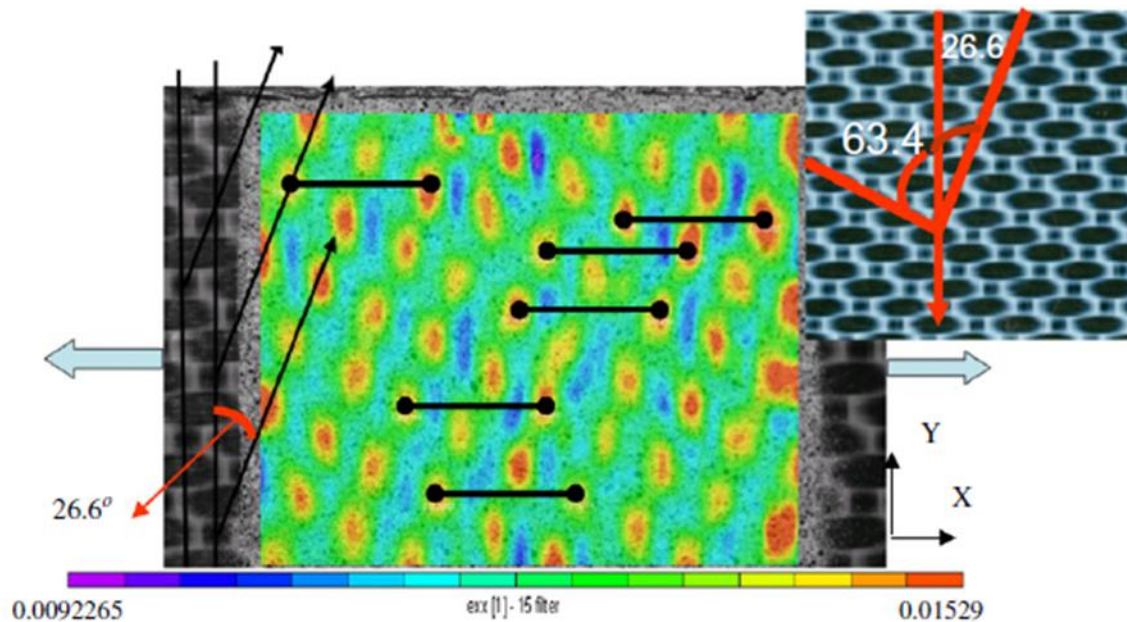


Figure II.7 - Champ de déformation longitudinale (selon x) obtenu par corrélation d'images pour une déformation moyenne de 1,19% sur un satin de 5 carbone/PPS. Les zones de déformations maximales se superposent aux points de tissages [Daggumati11].

[Gao99] a étudié un tissu satin de carbone en traction dans l'axe des fibres, et l'influence du nombre de plis sur l'évolution des coefficients élastiques et de l'endommagement. Cet endommagement est détecté par émission acoustique, rayon X, ou microscopie. Les microfissures détectées traversent entièrement les mèches dans leur épaisseur. Elles se propagent à l'interface entre les deux directions de renforts créant un méta-délaminage dans les zones d'ondulations, selon le scénario également décrit par [Pandita01] en fatigue. La baisse de rigidité constatée, l'évolution du coefficient de Poisson et les déformations résiduelles sont plus importantes pour des éprouvettes de 2 plis que pour 4 ou 6 plis. Les mèches transverses du pli externe se fissurent plus tôt en déformation et ces plis extérieurs ont un rôle plus important dans la tenue mécanique qu'en présence de 4 ou 6 plis. De plus, la séparation des directions de renfort décharge totalement les mèches du pli extérieur, ce qui, d'après l'auteur, peut expliquer cette différence.

[Osada03] a comparé deux tissus composés du même couple fibre/résine ordonnés en mèches selon une armure taffetas et une armure satin. Il note que le knee-point apparaît plus tard dans le satin, ce qu'il explique en décrivant le mécanisme d'endommagement du tissu (Figure II.8). En traction, sous l'effet du dépliement des mèches longitudinales, la mèche transverse est sollicitée en flexion. La microfissure s'initie sur la partie la plus en traction et se propage dans l'épaisseur de la mèche. Dans le cas du satin, il est plus difficile d'infliger de la flexion aux mèches transverses ce qui explique l'apparition plus tardive du knee-point. Il observe également que les fissures transverses sont plus longues sur le satin que sur le taffetas où elles sont limitées à une largeur de mèche, par le motif de tissage.

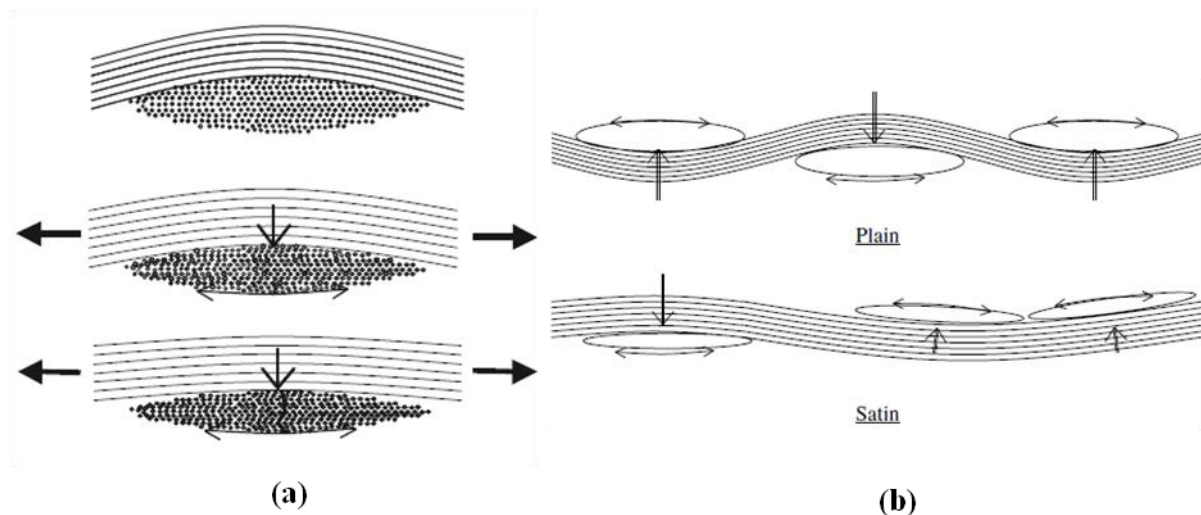


Figure II.8 - (a) : schéma du mécanisme de fissuration transverse dans un tissu, (b) : différence de géométrie entre taffetas (plain) et satin, rendant plus difficile la mise en flexion des mèches transverses du satin ce qui retarde la fissuration [Osada03].

[DeGreef11a] a étudié l'influence de nanotubes de carbone (NTC) sur l'endommagement d'un carbone/époxy en traction dans l'axe des fibres. D'après les observations MEB et les niveaux d'énergie mesurés par émission acoustique, les NTC tendent à modifier le mode d'endommagement en réduisant la fissuration transverse qui est partiellement remplacée par du décollement fibre/résine. Il cite la propriété de pontage des NTC permettant de retarder l'endommagement, mais propose une explication différente, en s'appuyant sur des micrographies MEB et un modèle numérique de la microstructure d'une mèche. Dans les mèches transverses les NTC introduisent des gradients de propriétés dans la résine, empêchant la formation d'un chemin faible comme c'est le cas pour une résine homogène. Le chemin faible concentre les déformations et rompt brutalement (fissuration transverse) tandis que les gradients induits par les NTC perturbent les champs de déformation et répartissent les ruptures de manière plus diffuses par décollement fibre/résine. La même dissipation d'énergie se fait alors par un grand nombre d'évènements faiblement dissipatifs contre un nombre moins important d'évènements plus dissipatifs sans NTC.

L'endommagement et la rupture des composites tissés apparaît donc complexe et dépendant du couple fibre/résine, et des paramètres géométriques du pli. On peut néanmoins dresser quelques conclusions générales au vu des différentes études :

Comme pour les unidirectionnels, les fibres pilotent la rigidité. L'endommagement à niveau de déformation faible se crée surtout par des ruptures d'interface ou de matrice, et leurs localisations, et répartitions spatiales, sont fonction de l'architecture de tissage. L'étendue de chaque rupture est circonscrite par les points de tissages. Enfin contrairement aux unidirectionnels, le délaminage est rarement observé en faveur du méta-délaminage propre aux tissus et qui apparaît plus fréquemment.

2.2.2. Revue des études sous sollicitation de fatigue

2.2.2.1. Généralités

Les matériaux composites, et particulièrement ceux à base de fibres de carbone sont reconnus pour leurs excellentes propriétés de tenue en fatigue. Elles se caractérisent par une limite d'endurance σ_D rapportée à la résistance en traction quasi-statique σ_{UTS} plus élevée que celle des matériaux métalliques et une courbe de fatigue S-N présentant une pente faible. La variable S est représentée par la contrainte maximale au cours d'un cycle de fatigue σ_{max} , ou plus rarement par l'amplitude d'un cycle, ou par le rapport entre σ_{max} et la résistance en quasi-statique ($\sigma_{max}/\sigma_{UTS}$). A noter que l'on parle parfois de courbe ε -N pour la fatigue à déformation imposée (moins courant). La limite d'endurance rapportée à la résistance en traction quasi-statique σ_D/σ_{UTS} prend des valeurs entre 0,4 et 0,5 pour les composites à base de fibres de verre, entre 0,7 et 0,9 pour les renforts de carbone, contre 0,3 pour l'aluminium [Bathias91]. Cet avantage est également conservé pour les tissus. [Bishop89] note un rapport σ_D/σ_{UTS} identique pour un stratifiés UD [0/90] et le tissu composé des mêmes constituants.

[Bizeul09] a rassemblé des données de fatigue en traction sur tissu [0/90]_n à base de fibres de verre disponibles dans la littérature (Figure II.9).

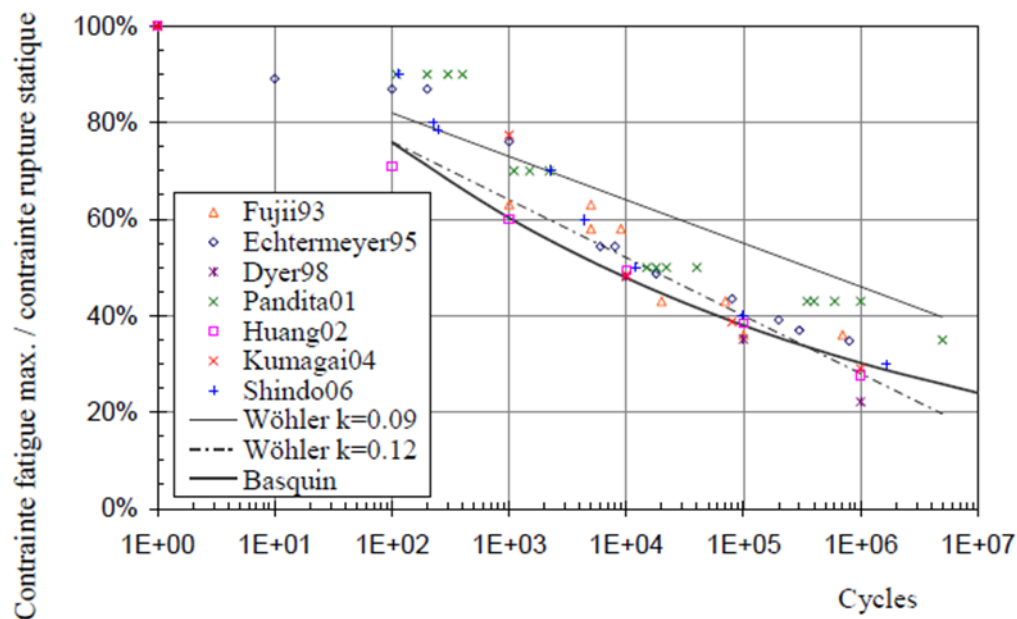


Figure II.9 – Synthèse des durées de vie en fatigue sur des tissus à base de fibres de verre pour des drapages [0/90]_n [Bizeul09].

Ces essais ont pour la plupart été réalisés à contrainte imposée pour des rapports de charge $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ généralement de 0,1, pour des stratifiés verre/époxy. Seuls [Fujii93], [Echtermeyer95] et [Dyer98] ont utilisé une résine polyester. Les essais de [Echtermeyer95] ont par ailleurs été réalisés avec un rapport de charge $R=-1$ (traction – compression alternée).

A une contrainte donnée, la durée de vie du stratifié ou le nombre de cycle à rupture, N_f , peut présenter une dispersion d'un demi ordre de grandeur (série [Pandita01] sur la Figure II.9) et parfois supérieure. Néanmoins, la corrélation entre N_f et la sollicitation mécanique

(représentée à titre d'exemple par σ_{max}) s'approxime généralement bien par une loi logarithmique de type Wöhler (II.1) ou puissance de type Basquin (II.2) (Figure II.9):

$$\sigma_{max} = \sigma_{UTS}(1 - k \log_{10} N_f) \quad (II.1)$$

$$\sigma_{max} = \frac{\sigma_6}{N_f^\gamma} \quad (II.2)$$

pour lesquels k d'une part, et σ_6 et γ d'autre part sont des constantes à identifier. Pour N_f en mégacycles (Mcy), σ_6 représente la contrainte correspondant à une rupture en 10^6 cycles.

Classiquement, les auteurs qui étudient la fatigue s'intéressent à l'évolution de la rigidité au cours du temps, à la dégradation du matériau, et à la résistance résiduelle après fatigue. Les domaines d'applications cités concernent l'industrie aéronautique, marine, le génie civil ([Demers98a]), ou l'énergie. Plusieurs études sont spécifiquement consacrées aux pales d'éoliennes ([Mandell92], [Mandell99], [Kenshe06], [Marin09], [Lambert11]). Ces structures doivent être dimensionnées pour une durée de vie de l'ordre de 10^8 cycles, et leurs revêtements intègrent des tissus de verre. Dans le domaine du nucléaire, l'utilisation de tissu de verre en tant qu'isolant de supraconducteurs conduit à des travaux à température cryogénique ([Kumagai04], [Shindo06]).

Les essais à déformations imposées sont relativement rares dans la littérature. On peut néanmoins citer les travaux de [VanPaepegem01a], qui a développé un banc de flexion cyclique (Figure II.10), permettant l'étude à déplacement imposé. Il génère des sollicitations non-uniformes dans l'épaisseur (flexion) et dans la longueur de l'éprouvette, pour étudier le comportement en fatigue d'un tissu verre/époxy. Il exploite cet essai structural pour valider un modèle d'endommagement en fatigue.

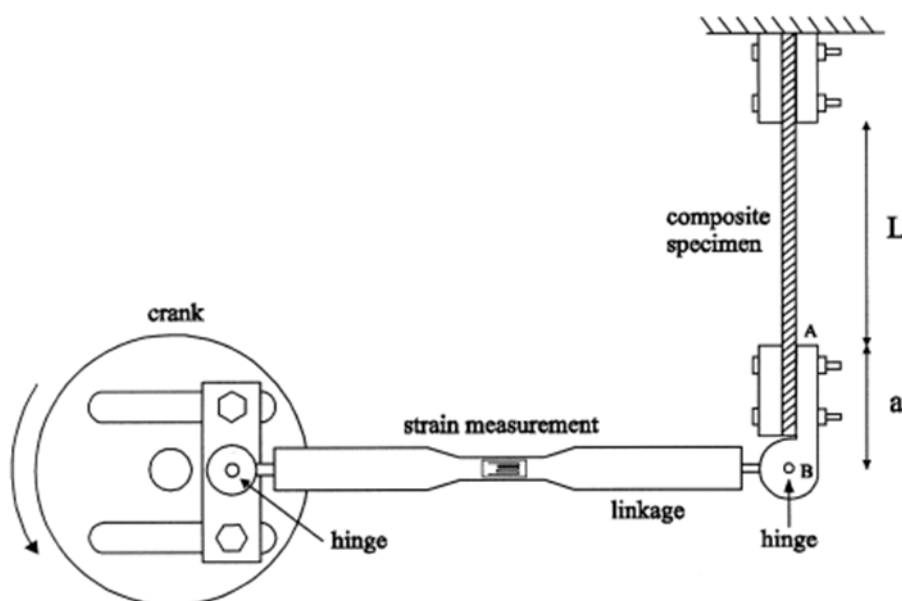


Figure II.10 - Schéma du montage de flexion cyclique utilisé par [VanPaepegem01a]. L'éprouvette est encastrée au bâti et à un mors présentant une liaison pivot en B. L'excentrique en bas à gauche transforme la rotation de la roue, en sollicitation de flexion de l'éprouvette.

2.2.2.2. Evolution du comportement macroscopique

L'évolution de la raideur, représentée par le module d'Young, se fait typiquement en 3 étapes (Figure II.11). Dans la première, le module d'Young décroît rapidement avec le nombre de cycles. Cette phase s'étend sur une durée de $0,1$ à $0,2N_f$ selon les auteurs. Au-delà, le module d'Young se stabilise et décroît lentement. Cette seconde phase constitue la plus grande partie de l'essai. Dans la dernière phase, la décroissance brutale du module d'Young annonce la rupture finale du stratifié. Elle est attribuée à la rupture d'un nombre important de fibres. Cette évolution en 3 temps a été approximée par une loi analytique par [Mao02]. Cependant, [Dyer98] indique que dans certains cas, seules les deux premières phases sont observables. Après revue bibliographique, [Demers98a] classe les niveaux de fatigue par rapport au knee-point. Il indique que pour des contraintes cycliques élevées, la troisième phase apparait peu, voire pas du tout. Dans ces conditions, la rupture finale est trop brutale et seules les deux premières phases d'affaiblissement du module sont perceptibles.

Classiquement le nombre de cycles est affiché en échelle décimale, mais [Kumagai05] présente une diminution linéaire du module d'Young en fatigue en fonction du logarithme du nombre de cycles. [Naik01] présente même deux pentes linéaires très nettes qui caractérisent des types de dégradation distincts. On distingue également ce comportement Figure II.12 sur les résultats de [Echtermeyer95].

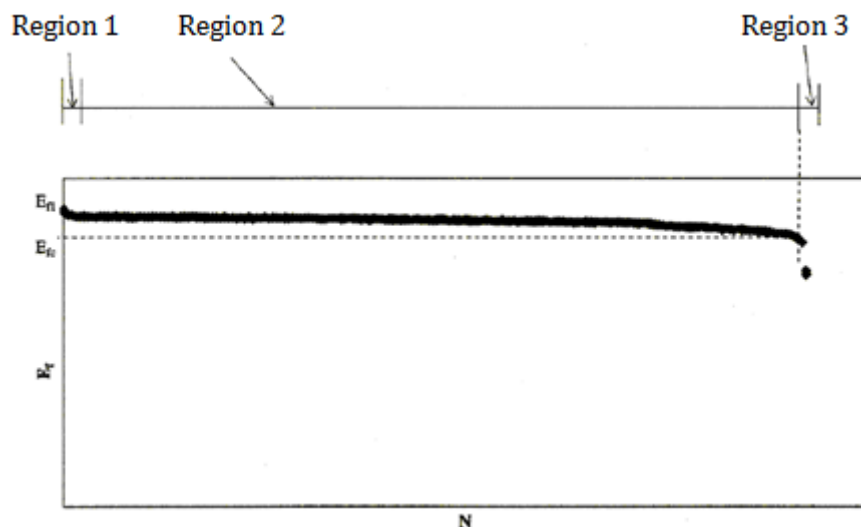


Figure II.11 – Evolution caractéristique du module d'Young en fatigue pour des stratifiés $[0/90]_n$ selon [Demers98a].

Ce dernier fait parti des auteurs qui évoquent la notion d'endommagement critique (dans le sens dégradation du module), ou d'état *caractéristique d'endommagement*, et qui correspond à la fin de la seconde phase, au-delà de laquelle la rupture a lieu brutalement. Il étudie l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles de fatigue avec $R=-1$ sur deux tissus de verre à résine phénolique ou polyester. L'auteur montre que si l'amplitude de chargement est élevée, le module d'Young s'affaiblit régulièrement dans un premier temps, jusqu'à atteindre une valeur critique mesurée à $0,77 \cdot E_0$, à partir de laquelle, il décroît brutalement (Figure II.12a au-delà de 90MPa). Cette valeur d'endommagement critique apparait indépendante du chargement, de sorte que si le chargement est plus faible, et que le module

d'Young n'atteint pas cette valeur, la rupture n'est pas observée (Figure II.12b en deçà de 41MPa). On relève par ailleurs pour ces chargements, un temps d'initiation de l'endommagement en début d'essai pour lequel le module est stable.

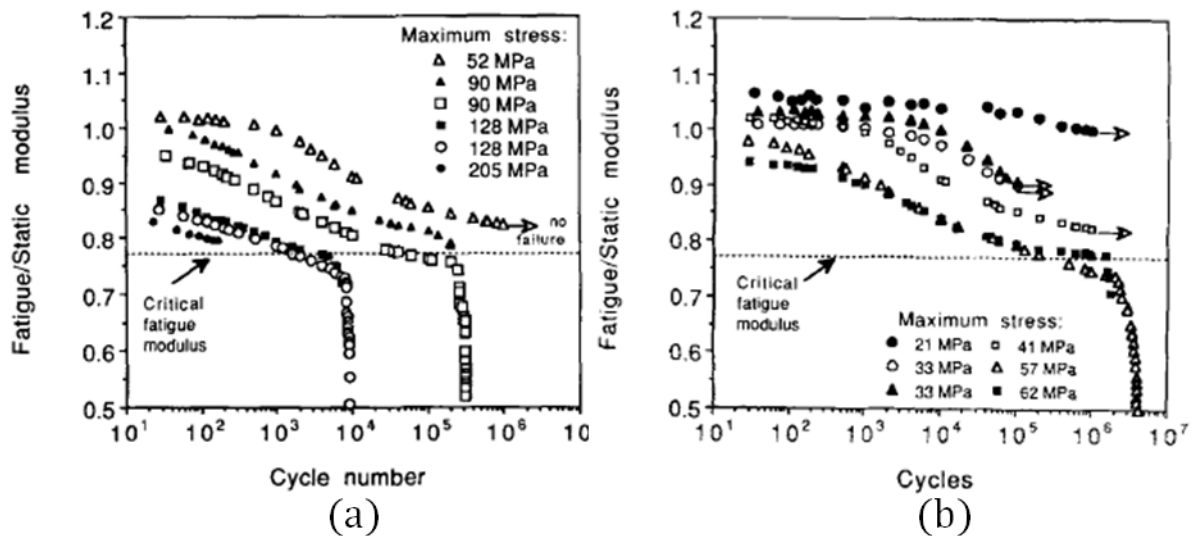


Figure II.12 - Evolution du module d'Young en traction en fonction du nombre de cycles d'un composite verre/polyester pour différentes contraintes maximales [Echtermeyer95]. (a) : Pour une contrainte cyclique élevée. (b) : pour des contraintes cycliques plus faibles.

[Toubal06] étudie l'endommagement d'un tissu carbone/époxy en fatigue par thermographie infrarouge. L'évolution de la température de l'éprouvette suit les 3 étapes de l'endommagement. [Naderi12] utilise un montage de flexion similaire à celui de [VanPaepegem01a] (Figure II.10) pour étudier le comportement en fatigue d'un tissu verre/époxy par émission acoustique et thermographie infrarouge. Les résultats d'augmentation de la température de surface, et de cumul du nombre de coups mesuré par émission acoustique en fonction du nombre de cycles (Figure II.13), présentent également les 3 étapes de l'endommagement de fatigue. Ces études mettent en évidence le lien entre la diminution de rigidité et la dissipation d'énergie acoustique ou thermique engendrée par les phénomènes d'endommagement.

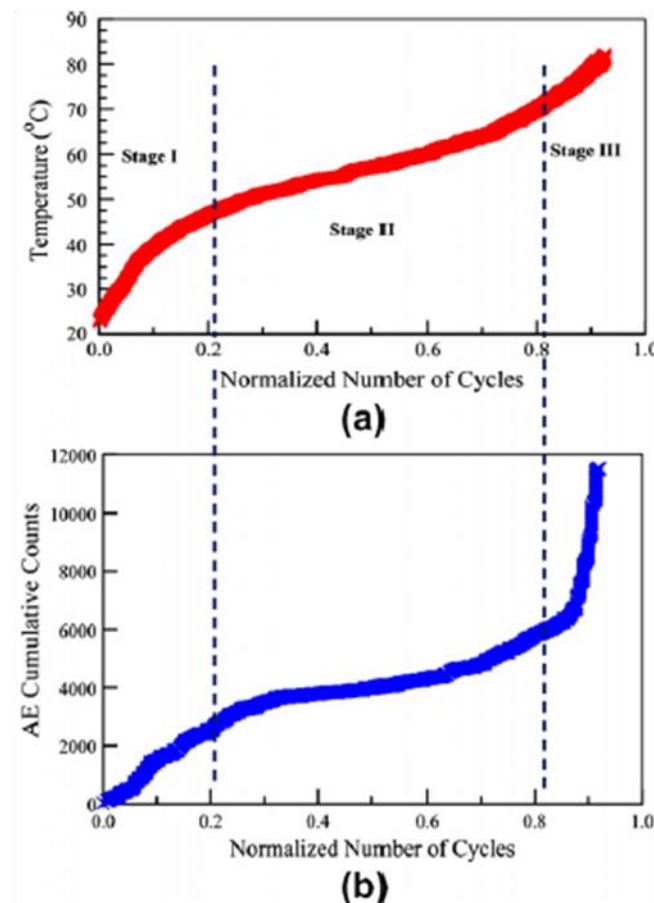


Figure II.13 - Evolution de la température de surface (a) et du nombre de coups cumulés (b) en fonction du nombre de cycles de fatigue normalisé [Naderi12].

La résistance résiduelle est l'autre grandeur estimée notamment pour être utilisée en modélisation. Les stratifiés à base de fibres de carbone présentent peu, voire pas de sensibilité à la fatigue. Par exemple [Daggumati13] ne constate aucun abattement dans la résistance quasi-statique après fatigue à des rapports de contrainte $S = \sigma_{max} / \sigma_{UTS} > 0,8$ sur 10^6 cycles. La résistance résiduelle des stratifiés composés de fibres de verre est quant à elle plus sensible à la fatigue. Cependant, pour des chargements faibles n'excédant pas le knee-point (Figure II.5), [Osada03] note que la résistance résiduelle n'est pas impactée par la fatigue. Ce point particulier, seuil de l'endommagement quasi-statique semble correspondre à la limite d'endurance ([Kumagai05]).

2.2.2.3. Mécanismes d'endommagement en fatigue

Les types de dommages observés en fatigue sont similaires à ceux que l'on relève en quasi-statique, si ce n'est qu'ils se propagent progressivement. [Fujii93] rapporte des décollements fibre/matrice qui interviennent rapidement dans les mèches transverses lors de la première phase de diminution du module et déclenchent la fissuration matricielle. Dans la seconde phase, ces fissures progressent lentement mais finissent par se propager en méta-délaminages au niveau des points de tissage. [Pandita01] décrit également des mécanismes d'endommagement similaires à [Osada03] en quasi-statique schématisés Figure II.8. [Dyer98] relève de la fissuration dans les zones riches en résine situées entre les mèches transverses,

pendant la première étape d'affaiblissement du module. En plus de la fissuration transverse, du méta-délaminage, et du délaminage, [Daggumati13] observe sur un satin de 5 carbone/PPS, de nombreuses ruptures de fibres longitudinales (Figure II.14). Les différents auteurs s'accordent sur le fait que l'endommagement des tissus est spécifiquement lié au motif de tissage. La position des fissures dans les mèches transverses (au centre de celles-ci, sur les bords, ou entre les mèches) diffère selon les matériaux, sans doute du fait de la nature des constituants, de leur teneur, et de la forme des mèches qui induit une répartition des contraintes propre à leurs géométries.

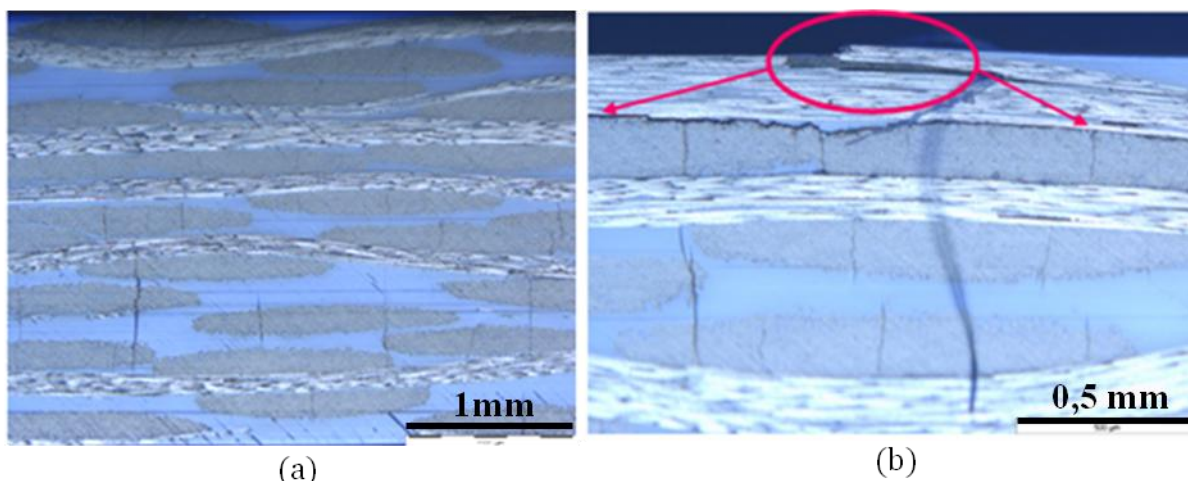


Figure II.14 - Endommagement en fatigue d'un satin de 5. (a), fissuration des mèches transverses, (b), rupture de fibres axiales et méta-délaminage entre les deux directions de renforts [Daggumati13].

[Dyer98] citant [Dharan75] décrit un endommagement différent à niveau de chargement faible ou élevé. De nombreuses ruptures de fibres ont lieu pour des efforts élevés, alors qu'à chargement faible c'est la fissuration matricielle qui constitue l'ensemble de l'endommagement. Il explique ainsi l'influence plus marquée du type de résine sur la durée de vie pour des chargements faibles.

Il ressort des différentes sources que la rupture en fatigue apparait dominée par les fibres. [Gagel06] précise que la diminution de rigidité et la rupture en fatigue sont des mécanismes différents et découplés. [Curtis89] évoque également ce découplage entre propriétés fibres et résine.

Cependant la rupture des fibres dépend de la contrainte qu'elles doivent soutenir, qui résulte de l'état d'endommagement du matériau. [Kawai96] étudie la fatigue de stratifiés de 9 plis de tissu taffetas carbone/époxy. Certaines de ses éprouvettes ont présenté du délaminage et il observe qu'elles sont nettement plus endurantes que celles qui n'ont pas généré ce type d'endommagement. Il conclue que le délaminage relaxe les concentrations de contraintes et retarde la rupture des fibres en fatigue.

Le concept d'état d'endommagement caractéristique (CDS), qui correspond à une densité critique de fissures dans un pli, initialement avancé par [Reifsnider80] pour des stratifiés unidirectionnels, est postulé par certains auteurs pour les tissus. [Fujii93] note que

l'endommagement microscopique tout comme la rigidité de l'éprouvette sont stables pour un nombre de cycles supérieur à $0,1N_f$. Pendant la seconde phase de fatigue, [Dyer98] observe par microscope optique ou MEB, une densité et une répartition de fissures donnée par la géométrie, les semi-produits et le drapage. L'idée véhiculée par le concept CDS est que l'endommagement se stabilise en un état qui dépend du motif de tissage.

Des moyens de visualisation autres que la microscopie optique ou le MEB ont été employés pour observer l'endommagement local. [Lambert11] utilise la tomographie 3D pour contrôler l'endommagement et les porosités d'un non-tissé verre/époxy. Cette technique lui permet de reconstruire un volume d'éprouvette de $25 \times 25 \times 6,5 \text{ mm}^3$, d'en détecter la fissuration matricielle, le délaminage, et la rupture de fibres, et d'avoir un aperçu tridimensionnel de ces défauts et des porosités (Figure II.15a).

Enfin [Fruehmann10] étudie l'endommagement de deux sergés verre/époxy à l'aide de thermographie infrarouge et d'un objectif à fort grossissement. Il post-traite la variation de température au cours d'un cycle $\Delta T / T$, ainsi que le déphasage entre les signaux mécaniques et thermiques ϕ . Ce déphasage est de 180° en comportement thermo-élastique linéaire, c'est-à-dire qu'un état étiré s'accompagne d'un refroidissement et réciproquement. Une variation du déphasage autour de 180° témoigne d'un comportement non-adiabatique (source de chaleur) ou viscoélastique. Le champ de déphasage obtenu met en évidence à la fois le motif sergé du tissu étudié, et l'initiation et le développement de fissuration matricielle (Figure II.15b).

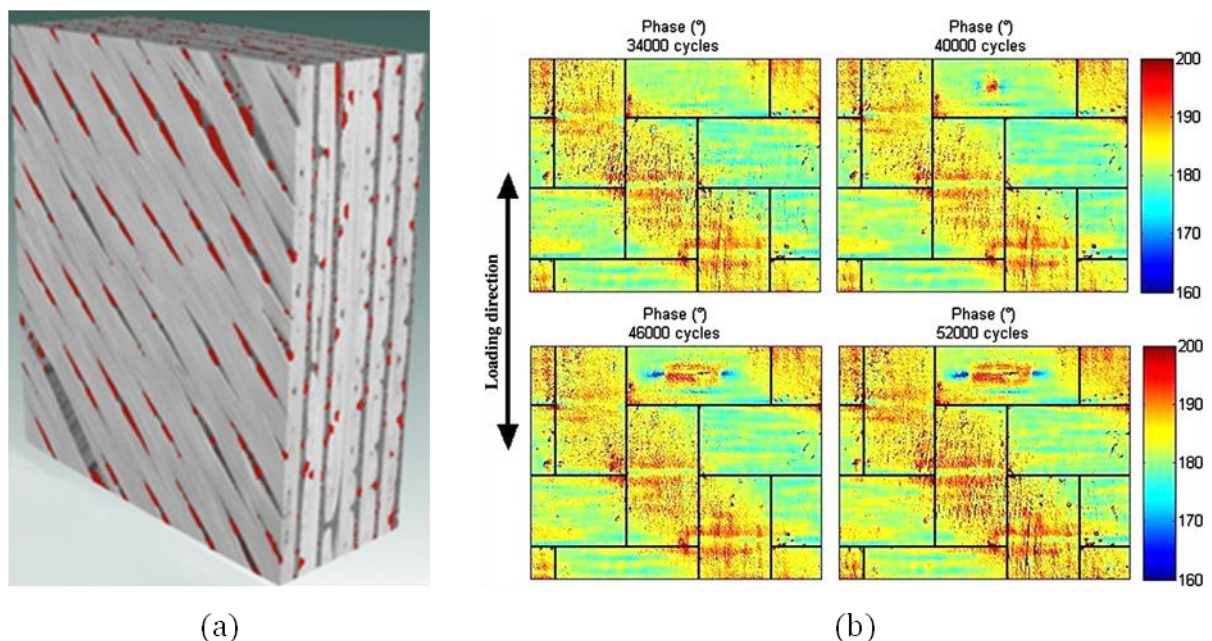


Figure II.15 – (a) : Image d'un stratifié verre/époxy obtenue par tomographie [Lambert11]. (b) : Champ de déphasage entre signal mécanique et signal thermique (en °) d'un sergé 2x2 verre/époxy en fatigue de traction, à différents instants [Fruehmann10]. Ces cartes révèlent le motif du sergé, ainsi que le développement d'une fissure dans une des mèches transverses à la direction de la charge.

2.2.2.4. Influence des constituants

La durée de vie du composite est directement pilotée par la tenue en fatigue des fibres et cette influence est essentiellement caractérisée par la courbe S-N. La résine quant à elle, a un

effet sur la façon dont le matériau se dégrade et la vitesse à laquelle les directions de renforts se dissocient. [Kawai96] cite l'importance des propriétés de la résine et de l'interface fibre/matrice ainsi que l'état de contraintes résiduelles obtenu durant la fabrication. Mais l'effet de ces paramètres n'est pas toujours intuitif et est difficile à cerner. D'une part, sur résine époxy, il constate que les éprouvettes présentant un délaminage démontrent une meilleure tenue en fatigue, d'autre part, la résine nylon (thermoplastique), qui s'endommage moins, augmente également la tenue en fatigue de ses éprouvettes. D'après [Curtis89], sur unidirectionnel de carbone, l'utilisation d'une résine époxy plus tenace améliore la tenue en fatigue à haut niveau de chargement, mais au contraire la diminue à bas niveau de chargement. Il explique ce phénomène par l'apparition de mécanismes d'endommagement différents avec la résine plus tenace. [Song98] compare le comportement en fatigue de deux satins à fibres de carbone, l'un avec une résine époxy l'autre avec une résine PEEK. Il met en évidence un mode de ruine différent dans les deux cas : la fissuration matricielle dans les mèches transverses, pour la résine époxy se trouve être 5 à 10 fois plus importante en densité que pour la résine PEEK. Quant au composite PEEK, il se dégrade en fatigue par rupture de fibres dont la densité atteint des valeurs supérieures d'un ordre de grandeur au composite époxy. [Dyer98] a également travaillé sur l'influence de la résine, sur la fatigue utilisant des fibres de verre et une résine polyester (PE) ou polyuréthane-vinyl-ester (PU-VER). Cette influence est sensible uniquement à faible niveau de chargement : la résine PU-VER plus tenace donne une durée de vie supérieure.

La modification de résine peut se faire par adjonction d'autres constituants tels que les nanotubes de carbones ou de particules d'élastomères. [Higashino95] montre que l'ajout de « caoutchouc nitrile » (NBR) dans la matrice d'un stratifié carbone/époxy améliore sa tenue en fatigue. L'auteur remarque d'abord que les trajets des fissures transverses sont plus sinueux lorsque des particules de caoutchouc jalonnent leurs parcours. Puis il argumente que la tenue en fatigue du tissu est gouvernée par les méta-délaminages. Plus ils progressent, et plus les directions de renforts se découplent, et donc plus les mèches longitudinales supportent de charge et auront tendance à rompre prématurément. La résine renforcée est plus tenace en mode I ce qui freine le développement du méta-délaminage en fatigue et explique la meilleure tenue en fatigue avec cette matrice. [Manjunatha10] est arrivé au même résultat sur stratifié verre/époxy. Des essais ont été conduits sur la résine seule afin d'évaluer son comportement en quasi-statique et fatigue. Les particules de caoutchouc abaissent la résistance en quasi-statique, mais améliorent significativement la durée de vie en fatigue. Ce phénomène est attribué à la cavitation des particules caoutchouteuses qui augmente la ténacité de la résine. Le même effet se répercute sur le stratifié, avec une meilleure tenue en fatigue malgré une résistance quasi-statique plus faible.

Enfin l'influence du motif élémentaire a été étudiée par [Nishikawa06] qui compare la réponse en fatigue de plusieurs stratifiés taffetas carbone/époxy avec des largeurs de mèches s'échelonnant entre 0,05 et 20 mm (mèches étalées). Ces dernières se rapprochent de l'agencement unidirectionnel, tant la longueur d'ondulation est faible (< 1 mm) par rapport à la longueur où les fibres sont rectilignes (~ 20 mm). L'auteur étudie également l'influence de

l'épaisseur des mèches sur l'apparition de fissuration matricielle. Les mèches transverses fines retardent la fissuration matricielle.

2.2.2.5. Influence des paramètres d'essai

Certains auteurs se sont penchés sur l'impact de certains paramètres d'essais sur les résultats en fatigue. Un rapport de charge $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ faible apparaît plus pénalisant [Philippidis00]. En traction/traction, la solution la plus conservatrice est un rapport de charge nul et la valeur de 0,1 couramment adoptée s'en rapproche. Quantitativement [Philippidis00] sur unidirectionnel verre et [Kawai12] sur stratifié quasi-isotrope de tissu carbone/époxy, observent une tenue en fatigue quasiment identique à haut niveau de chargement et un abattement de la courbe S-N de l'ordre de 1/3 sur la contrainte en passant de $R=0,5$ à 0,1 (Figure II.16).

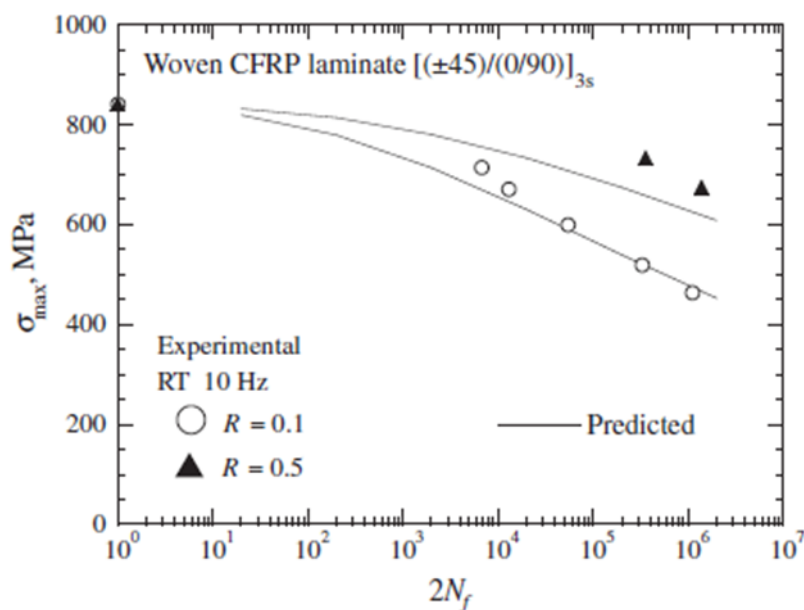


Figure II.16 – Comparaison de la tenue en fatigue d'un stratifié quasi-isotrope de taffetas carbone/époxy à différents rapports de charge [Kawai12].

[Curtis89] cite les travaux de [Jone84] et [Metcalf72] sur l'influence de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie. Elle apparaît négligeable sur la plupart des composites sollicités dans l'axe des renforts sauf pour ceux constitués de verre, pour lesquels plus la fréquence est élevée et meilleure est la résistance en fatigue. [Demers98b] rapporte que pour des fréquences d'essai faibles (<5Hz), l'effet de la fréquence est négligeable sur la fatigue des composites à renfort verre. Au-delà [Goel09], sur unidirectionnel verre, observe une différence supérieure à 10% entre 10 et 20Hz, attribuée à l'échauffement de la matrice, et à la faible conductivité du polymère.

2.2.2.6. Bilan sur les sollicitations de fatigue

La complexité du phénomène de fatigue des tissus est mise en évidence par les comportements variés observés et par le nombre important de paramètres mis en jeu (fibre, résine, interface, armure, drapage, géométrie, paramètres de chargement) mais on peut néanmoins dégager certaines généralités. Un chargement cyclique de traction s'accompagne

d'une baisse de rigidité obtenue par différents mécanismes de fissuration matricielle tendant à découpler les directions de renforts. Cet endommagement est dans sa nature, sa localisation et sa cinétique, fonction du matériau et du niveau de chargement. Il finit par atteindre un état de saturation avant la rupture finale qui apparaît brutalement au bout d'un nombre de cycles déterminé par la tenue des fibres. D'après les différentes sources, cet endommagement a un effet, tantôt bénéfique et tantôt néfaste, sur la durée de vie selon le matériau et particulièrement sa matrice.

2.2.3. Résultats d'essais sous sollicitation quasi-statique

2.2.3.1. Comportement macroscopique

Les essais de traction quasi-statique sur le tissu de verre qui concentre les présents travaux ont déjà été réalisés par [Bizeul09]. Il décrit le comportement macroscopique, ainsi que l'évolution de l'endommagement et des déformations résiduelles en fonction de la déformation appliquée en chargement quasi-statique (voir Figure II.17).

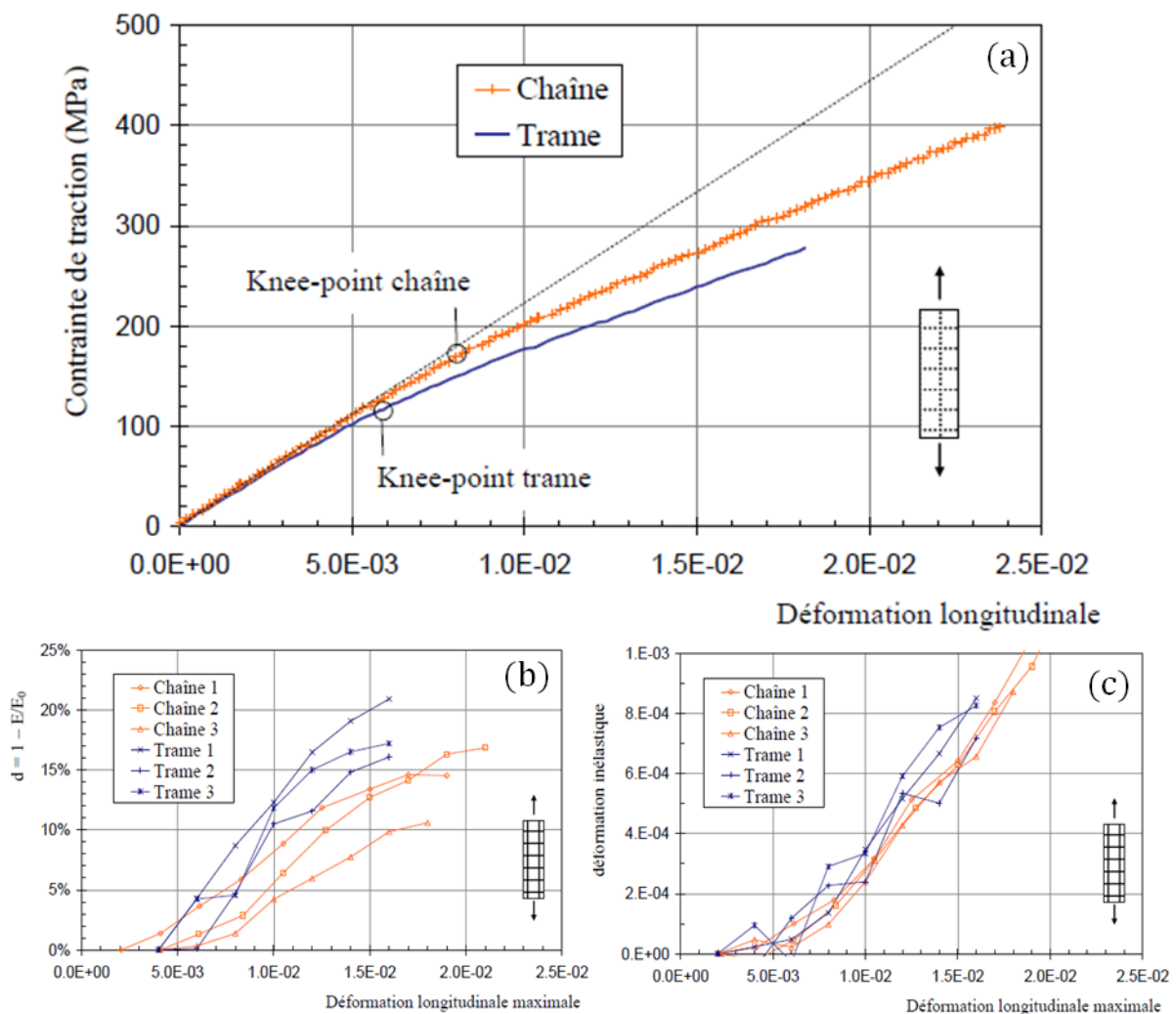


Figure II.17 - Comportement du tissu en traction dans l'axe des renforts. (a) : comportement sous chargement monotone, (b) : évolution de l'endommagement, (c) : évolution de la déformation anélastique [Bizeul09].

Ces essais ont été réalisés selon la norme EN-ISO14129 à déplacement imposé à la vitesse de 0,5mm/min. Une différence est observée selon que la traction s'effectue dans l'axe des mèches de chaîne ou de trame. Le module d'Young est légèrement plus faible dans la direction trame (Tableau II.2), et sur la courbe contrainte/déformation l'inflexion typique des tissus de verre (knee-point) a lieu pour une déformation inférieure (Figure II.17a).

Tableau II.2 – Résultats de caractérisation du matériau en traction [Bizeul09].

Paramètres	Module d'Young initial (MPa)	σ_{rupt} (MPa)	$\varepsilon_{\text{rupt}}$ (%)	ν	knee-point (%)
Chaîne	21500	384	2,13	0,15	0,8
Trame	20600	281	1,90	0,15	0,6

D'autres auteurs observent cette différence de l'ordre de quelques pourcents sur tissu équilibré, dont [VanPaepegem03] et [Kumagai04], qui l'expliquent par l'ondulation plus importante des mèches de la direction trame par rapport à la direction chaîne. En traction dans la direction trame un état de contrainte local différent du cas de traction chaîne entraînerait un endommagement précoce dans les mèches transverses, et une rupture prématurée des fibres. En comparant le module d'Young $E(\varepsilon)$ à une déformation ε donnée par rapport au module d'Young initial E_0 , on définit l'endommagement longitudinal d_1 comme la perte de rigidité par rapport à la rigidité initiale de l'éprouvette :

$$d_1 = 1 - \frac{dE(\varepsilon)}{E_0} \quad (\text{II.3})$$

Celui-ci apparaît à partir d'une déformation longitudinale d'environ 5.10^{-3} (proche du knee-point), et augmente progressivement jusqu'à sa valeur de rupture qui s'échelonne entre 10 à 15% pour la direction chaîne et 15 à 20% pour la direction trame (Figure II.17b). Les déformations résiduelles apparaissent pour le même seuil et n'excèdent pas 1.10^{-3} (Figure II.17c).

2.2.3.2. Etude du scénario d'endommagement

L'endommagement considéré jusqu'ici comme la dégradation des caractéristiques macroscopiques a également été caractérisé par des observations microscopiques. La connaissance des modes de ruine, les seuils des différents évènements, leurs développements, constituent le scénario d'endommagement. L'étude bibliographique a montré des modes d'endommagement spécifiques aux tissus mais qui diffèrent selon leurs constituants et géométrie. La connaissance des processus d'endommagement sous sollicitation homogène va éclairer la vision sur les processus d'endommagement du matériau en propagation de coupure. Elle est par ailleurs fondamentale afin d'orienter les choix de modélisation.

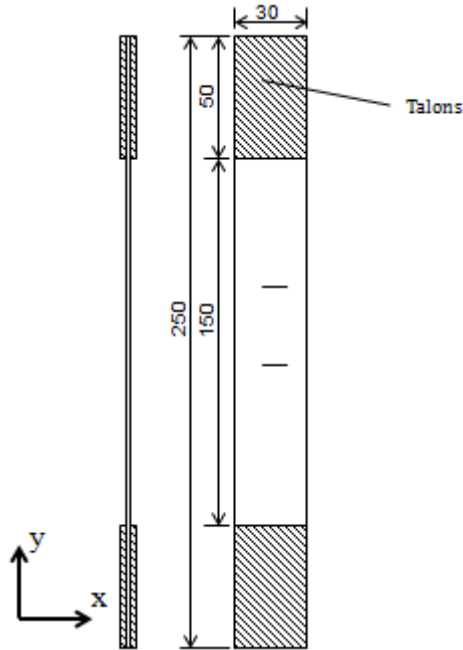
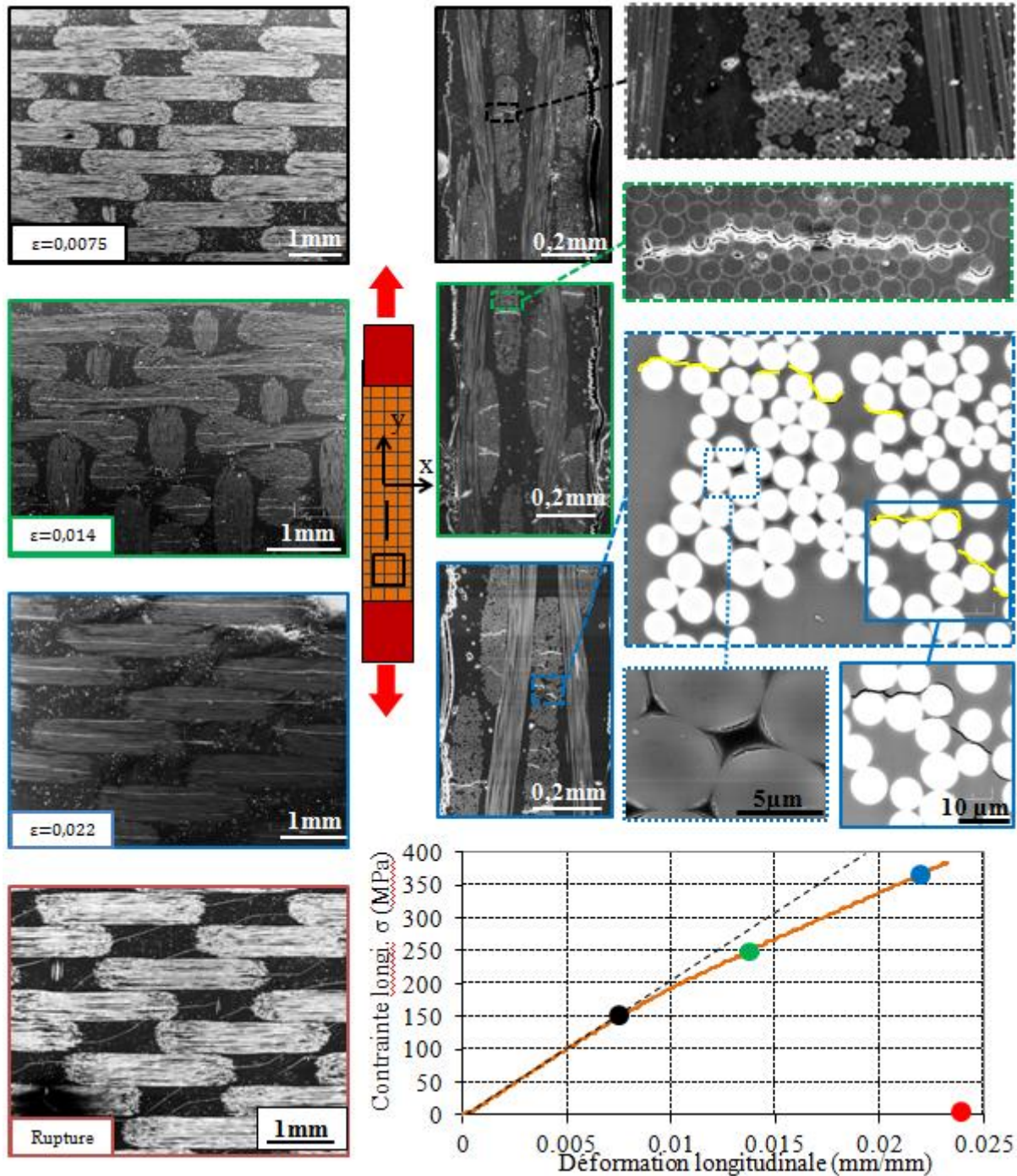


Figure II.18 – Géométrie des éprouvettes de traction utilisées

Pour caractériser le scénario d'endommagement, des essais de traction sur des éprouvettes dont la géométrie est donnée Figure II.18, pour des drapages $[0/90]_2$ ont été interrompus à différents niveaux de sollicitation. Ces éprouvettes ont ensuite été démontées et découpées en plusieurs échantillons, qui ont été noyés dans de la résine d'enrobage transparente. On distingue les échantillons selon leur face d'observation qui peut être dans le plan de l'éprouvette (normale z) ou hors-plan (normale dans le plan xy , on parlera alors de coupe *profil*). Les échantillons ont subi un polissage progressif, à plusieurs degrés, jusqu'à une dernière étape de finition sur abrasif à particules diamantées de 1 à 3 μm . Après une étape de métallisation, ils ont fait l'objet d'une inspection au microscope électronique à balayage (MEB) dont certains clichés sont reportés Figure II.19 : à gauche, 4 clichés dans le plan, montrent majoritairement des mèches dans la direction x transverse à la direction de chargement. On peut deviner le motif de tissage représenté Figure II.1, et l'apparition de microfissures dans ces mèches transverses, de plus en plus nombreuses à mesure que la déformation augmente. La déformation $\varepsilon=0,022$ précède légèrement la rupture. Après la rupture, les différentes microfissures coalescent d'une mèche à l'autre, avec un angle de l'ordre de 20° qui semble imposé par l'armure du tissu. La différence obtenue entre les faciès des images à $\varepsilon=0,022$ et à rupture a pu être provoquée par la rupture finale de l'éprouvette qui apparaît brutalement. Au cours de celle-ci une onde élastique a pu se répercuter dans les deux morceaux et engendrer ces faciès de rupture atypiques. A droite de la Figure II.19, on visualise les échantillons « profil » prélevés sur les mêmes éprouvettes. Ils mettent en évidence la fissuration dans les mèches transverses qui s'étend sur l'épaisseur totale de la mèche dès son apparition. La grande majorité des fissures observées traversent totalement la mèche. Elles se développent en suivant l'interface fibre/matrice dans des zones plutôt pauvres en résine. Leur nombre augmente avec la déformation, de sorte qu'avant la rupture finale chaque mèche est traversée par une ou deux fissures. A la différence d'autres études sur d'autres matériaux ([Higashino95] sur taffetas), la

fissuration de type méta-délaminage (décollement d'interface chaîne/trame) a très peu été observée même pour des sollicitations élevées ($\varepsilon=0,022$). Il est possible que l'ondulation plus douce du satin de 8 par rapport au taffetas ou au sergé, entrave l'apparition de ce mode d'endommagement.



Il est difficile d'affirmer que les points de tissages favorisent l'apparition des fissures, étant donné que les premières fissures n'ont pas forcément été observées aux points de tissage sur les coupes de profil, et que les coupes planes ne révèlent pas de fissures qui seraient limitées à une zone d'ondulation. Au contraire, sur les coupes planes, on n'observe pas de fissure transverse au niveau des points de tissage. Rappelons cependant que l'ondulation de la mèche ne permet pas de suivre son plan médian, et que les micro-fissures observées se poursuivent peut-être au niveau des points de tissage situés sous le plan de coupe. Cependant, les fissures observées sur les échantillons « plan » s'étendent systématiquement sur une longueur importante, pratiquement entre deux points de tissages. On peut donc penser que la propagation d'une micro-fissure est instable dans une certaine mesure, et qu'une fois initiée dans une mèche transverse, elles se propagent instantanément sur son épaisseur, mais également dans sa longueur.

2.2.3.3. Etude de l'endommagement par thermographie infrarouge

Pour enrichir cette étude, des essais supplémentaires ont été réalisés en mesurant le champ de température de l'éprouvette par une caméra thermique. Cette technique, appelée thermographie infrarouge, exploite l'équation de la chaleur et les lois de thermo-élasticité pour détecter les sources de chaleur auxquelles correspondent un phénomène dissipatif ([Lisle12] [Chrysochoos89]).

Des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes de dimensions données Figure II.18. Ils ont été filmés à une fréquence de 50Hz par une caméra FLIR SC7000 MW d'une résolution maximale de 320 x 256 pixels. La fenêtre de visualisation permet d'observer l'éprouvette sur une zone d'environ 30 x 30 mm². Au champ de température mesuré par la caméra, on soustrait le champ de température initial pour obtenir le champ de température relative, *ie* la variation ΔT de température au cours de l'essai. Lors d'un essai de traction homogène sans phénomènes dissipatifs, on peut montrer que la température diminue (resp. augmente) avec l'augmentation (resp. la diminution) de la déformation [Désoyer10]. L'apparition de phénomènes dissipatifs de type écrouissage ou pseudo-écrouissage, viscoélasticité ou fissuration, engendre une dissipation d'énergie (plastique, par frottement, ou de création de surfaces) par création de chaleur qui se traduit par une élévation de température. Ces sources de chaleur ont été déterminées quantitativement à partir de l'équation de la chaleur et sous certaines hypothèses [Lisle12] :

- Matériau homogène et orthotrope,
- température constante dans l'épaisseur,
- convection négligée compte tenu des faibles augmentations de température.

La Figure II.20a-d présente le champ de température observé à différents instants sur un essai de traction monotone, pour lequel la face visible du tissu est composée en majorité de mèches transverses à la direction de la charge. Dès les premiers instants de cet essai, on peut visualiser le refroidissement thermo-élastique homogène de l'éprouvette (a). A partir d'environ 8s (b), qui correspond à une déformation d'environ 0,006, apparaissent des élévations brutales et très localisées de la température. Le phénomène est bref, l'élévation de température est

perceptible quelques secondes. Ces éruptions se multiplient avec l'augmentation du chargement, et elles couvrent l'ensemble de la zone d'observation. On peut constater sur les signaux temporels (Figure II.20e) de la moyenne de température sur 4 petites zones, la tendance générale de décroissance de la température, qui s'atténue notablement à partir d'une dizaine de secondes. On a, à ce moment-là, concurrence entre refroidissement thermo-élastique et échauffement par les phénomènes dissipatifs. Les pics épisodiques de températures permettent d'estimer l'intensité et la brièveté des événements locaux.

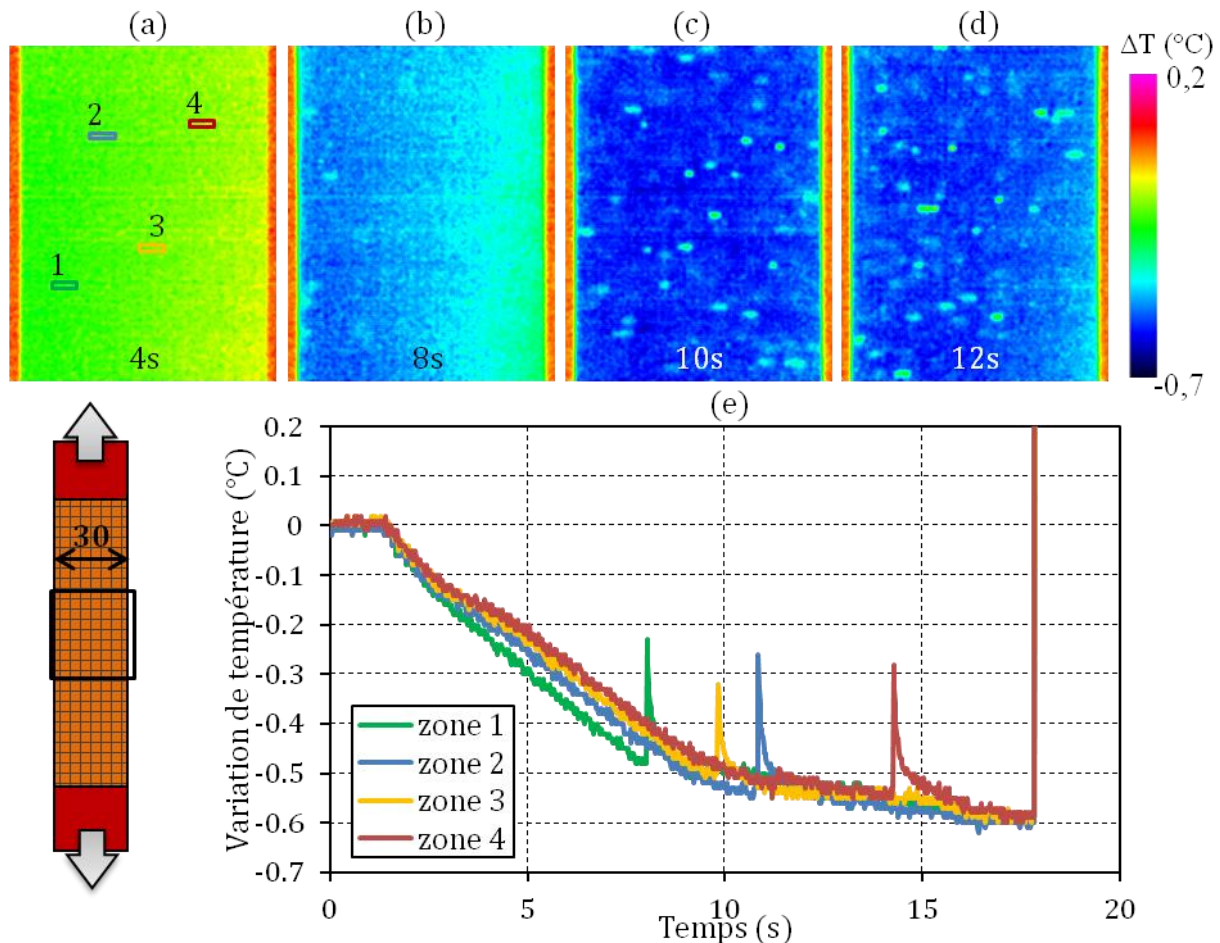


Figure II.20 - Résultats d'un essai de traction filmé par caméra infrarouge sur la zone encadrée de l'éprouvette en bas à gauche. (a)-(d), vue de l'évolution de la température par rapport à la température initiale, ΔT , à différents instants. (e), évolution temporelle de ΔT moyennée sur 4 zones différentes définies par des rectangles de couleur en (a).

Le traitement analytique pour obtenir les sources de chaleur est détaillé par [Lisle12], et nous nous contenterons d'en montrer le résultat en tant que cumul des sources de chaleur, c'est-à-dire la quantification des phénomènes dissipatifs sommés dans le temps, en Figure II.21. On retrouve ici, comme sur les images en température, l'apparition de phénomènes dissipatifs localisés, qui apparaissent sur l'ensemble de la surface observée. Des agrandissements sur lesquels on a superposé un motif de tissage, permettent de constater que les dimensions de ces zones d'émissions de chaleur s'accordent avec la dimension des mèches. Ces sources sont locales, étendues selon la longueur des mèches, ce qui corrobore les conclusions des

observations MEB. Elles se multiplient au cours du temps et tendent à recouvrir l'ensemble de la zone observée (fissures dans toutes les mèches transverses), jusqu'à la rupture finale.

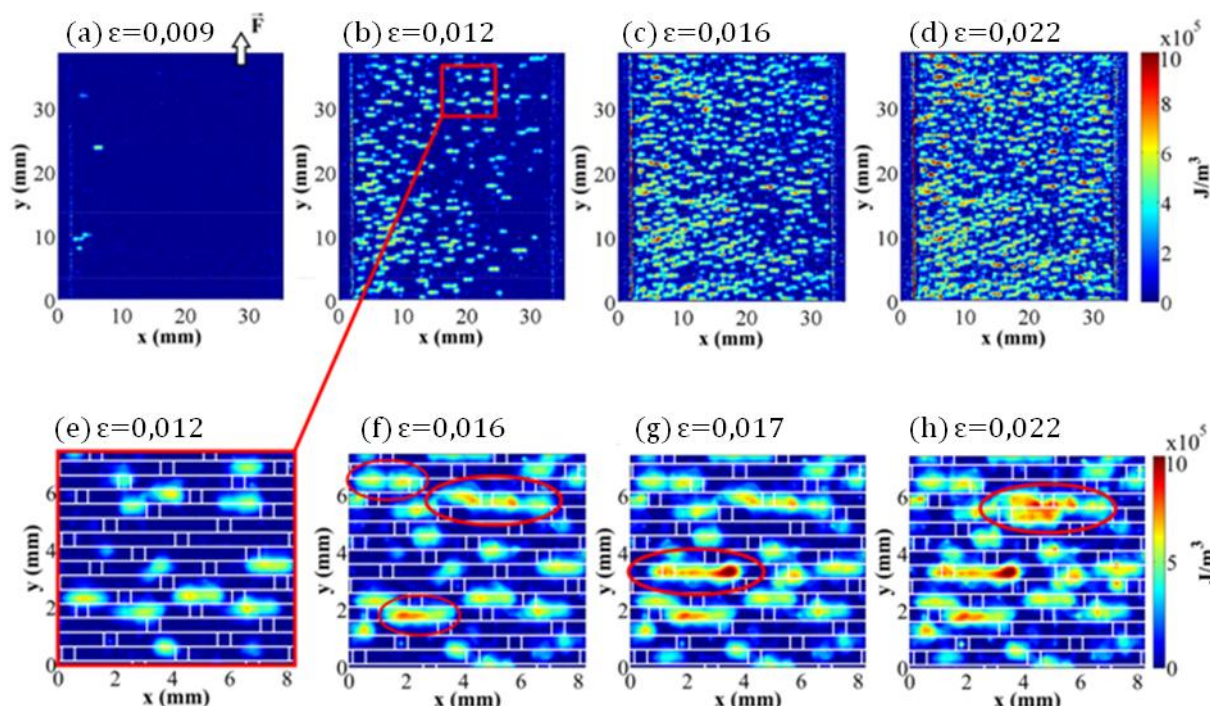


Figure II.21 - Evolution des sources de chaleur cumulées dans le temps (a-d) et agrandissement de ces champs (e-h) sur lesquels le motif de l'armure satin de 8 a été superposé.

2.2.3.4. Bilan

Le tissu verre/époxy étudié apparaît se comporter conformément aux matériaux similaires, avec également ses propres spécificités. L'étude des propriétés macroscopiques, les différentes coupes micrographiques ainsi que les images de thermographie infrarouge permettent de confirmer le scénario d'endommagement suivant : le comportement est linéaire élastique jusqu'au « knee-point » à partir duquel des fissures matricielles apparaissent peu à peu dans les mèches transverses, s'accompagnant d'une diminution progressive de la rigidité du stratifié. Ces micro-fissures ne s'initient pas forcément dans les zones d'ondulation, mais sont liées au motif de tissage. Elles traversent la mèche dans son épaisseur, et se propagent vraisemblablement instantanément dans le sens longitudinal entre deux points de tissage. Les mèches se fissurent les unes après les autres, sur l'ensemble de l'éprouvette de sorte qu'en fin d'essai chaque mèche transverse est fissurée en un ou deux endroits. Très peu de ces fissures se propagent à l'interface entre les deux directions de renforts (méta-délaminages) contrairement à d'autres matériaux. On peut penser que la fissuration matricielle engendre un léger dépliement des fibres qui, combiné à la présence de débris dans les fissures pourrait expliquer l'apparition de faibles déformations inélastiques.

2.2.4. Résultats d'essais sous sollicitation de fatigue

La problématique générale concerne la propagation sous chargement cyclique. Des sollicitations peu endommageantes mais répétées à un grand nombre de reprises, peuvent mener à des mécanismes d'endommagement différents du cas monotone. Des essais de traction

cyclique sur éprouvettes saines ont donc été réalisés dans le but d'étudier les mécanismes d'endommagement en fatigue, la manière dont ils se traduisent macroscopiquement, et d'alimenter le modèle numérique en données quantitatives d'endommagement du matériau et de tenue en fatigue.

2.2.4.1. Principe

Ces essais ont été réalisés en accord avec la norme [ASTM D3479] pour des déformations imposées (procédure B). La géométrie des éprouvettes est donnée Figure II.18, les drapages $[0/90]_2$ et $[90/0]_2$ permettent de distinguer les directions « chaîne » et « trame ». Un chargement sinusoïdal a été appliqué par une machine hydraulique INSTRON 8500 pour des déformations imposées ε_{max} s'échelonnant entre $3 \cdot 10^{-3}$ et $12 \cdot 10^{-3}$ mm/mm. Un rapport de charge ($R = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$) unique a été adopté pour ces essais dans le but d'en limiter le nombre. Sa valeur a été fixée à 1/3, en cherchant à se rapprocher du chargement typique d'une pale en le reproduisant par un signal d'amplitude constante. La fréquence d'essai est de 10 ou 20Hz selon le chargement et les limites techniques de la machine et de son asservissement. Les performances en fatigue des composites à base de tissus de verres sont connus pour être dépendantes du taux de déformation et par conséquent de la fréquence d'essai ([Curtis89] qui cite d'autres auteurs). Ce dernier recommande d'utiliser un taux de déformation constant. Sans aller à une telle précision, une fréquence décroissante en fonction de la déformation a été appliquée dans les essais de fatigue.

Deux ou trois éprouvettes ont été testées pour chaque niveau de déformation et pour chaque configuration, « chaîne » ou « trame ». La rupture a systématiquement eu lieu dans la partie courante mais au voisinage immédiat du talon. La température a été mesurée par un thermocouple fixé sur la surface de l'éprouvette pour quelques essais préliminaires. Celle-ci n'augmente que de quelques degrés, et nous supposons que cela n'affecte pas les propriétés mécaniques de la résine.

Afin de mesurer la diminution de module d'Young caractérisant l'endommagement en fatigue de ces éprouvettes, une décharge complète de l'éprouvette suivie d'une rampe de mise en charge quasi-statique ont été effectuées à intervalles réguliers. Le module d'élasticité E a été mesuré sur cette charge quasi-statique par régression linéaire sur la plage de déformation $[1 \cdot 10^{-3}; 3 \cdot 10^{-3}]$ en accord avec la norme [ASTM D3039]. La variation du module après N cycles, $E(N)$, par rapport au module d'Young initial E_0 donne l'endommagement de fatigue d_{1f} .

$$d_{1f} = 1 - \frac{E(N)}{E_0} \quad (II.4)$$

2.2.4.2. Evolution de la rigidité

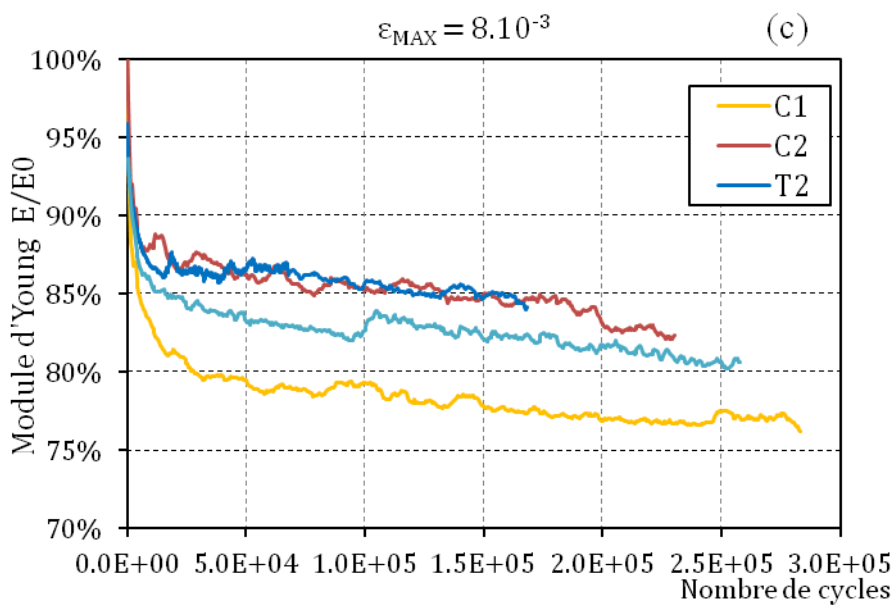
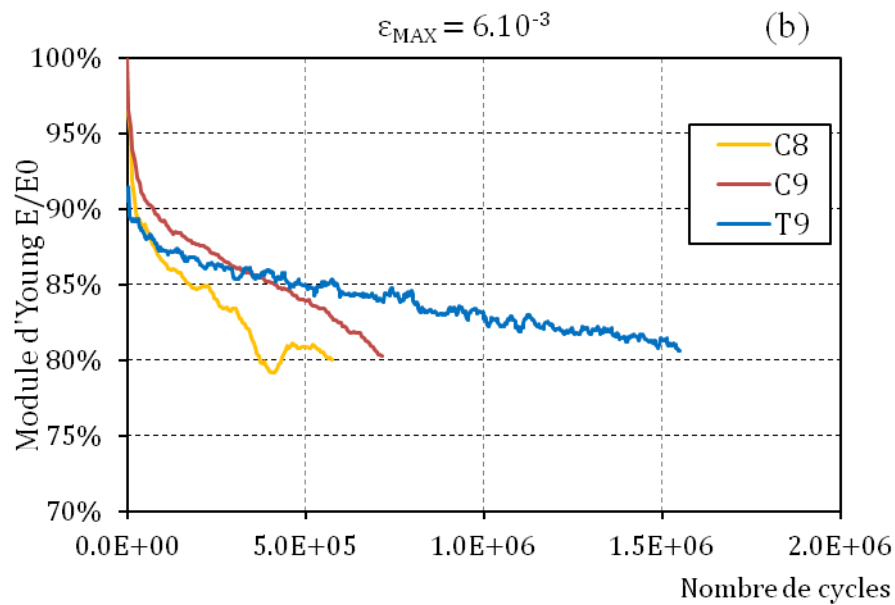
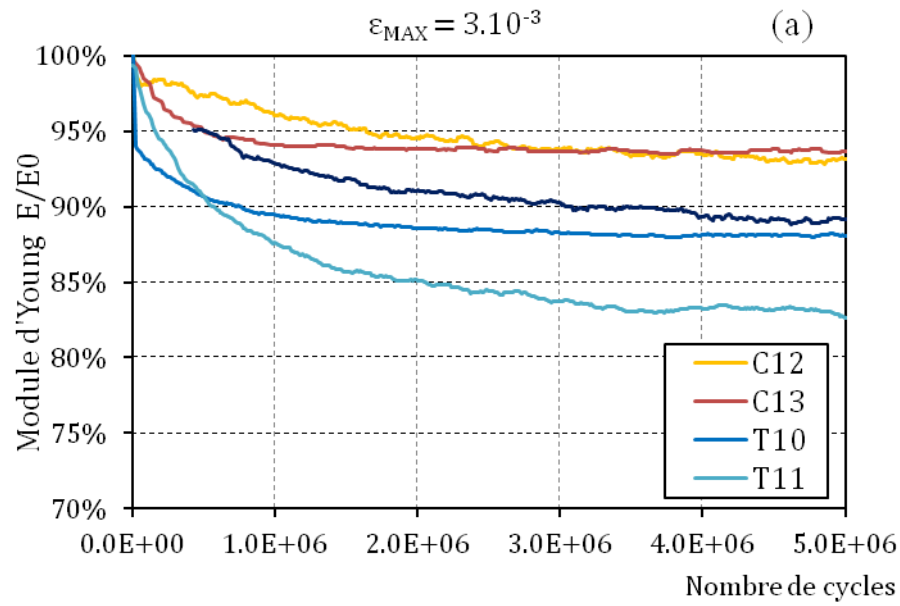
La Figure II.22 montre l'évolution du module d'Young rapporté au module d'Young initial en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de déformation maximale. Celle-ci est cohérente avec la cinétique d'endommagement classiquement observée en fatigue sur tissu composite (Figure II.11). Les phases 1 et 2 sont bien obtenues, en revanche la dernière phase n'apparaît pas. Cette ultime dégradation de rigidité est attribuée à des dommages importants tels que la rupture de fibres longitudinales. [Demers98a] indique que pour des chargements

élevés cette troisième phase n'apparaît pas. Rappelons également que les études en déformation imposée sont minoritaires dans la littérature. En contraintes imposées, la déformation appliquée augmente en cours d'essai, alors qu'en déformation imposée la contrainte apparente diminue progressivement. En fin d'essai, notamment lorsque l'endommagement se localise, il peut s'accélérer contrairement au cas de déformation imposée.

La valeur asymptotique de la phase 2 traduit un endommagement relativement limité de 5 à 10% pour des déformations de $3 \cdot 10^{-3}$. A cette déformation, la dispersion des résultats est importante mais une différence est perceptible entre les directions chaîne et trame. Le stratifié s'endommage plus fortement lorsqu'il est sollicité dans la direction trame. Le seuil d'endommagement quasi-statique (knee-point) a été identifié à une déformation plus faible dans la direction trame. Cela montre sa propension à se fissurer plus rapidement, ce qui semble se retrouver ici en fatigue.

Pour les essais à déformation maximale de $6 \cdot 10^{-3}$ et au-delà, le palier d'endommagement se situe aux alentours de 20 à 23%, et ce quelle que soit la déformation et malgré une dispersion qui apparaît importante dans certains cas (Figure II.22c). Il ne s'agit pas d'un palier à proprement parler, le matériau poursuivant son endommagement progressif avec une pente régulière jusqu'à rupture (Figure II.22b-e). Cette déformation de $6 \cdot 10^{-3}$ à partir de laquelle l'endommagement atteint des valeurs importantes est à rapprocher de la valeur du knee-point, seuil de l'endommagement sous chargement quasi-statique qui est de l'ordre de $6 \cdot 10^{-3}$ à $8 \cdot 10^{-3}$.

A partir de cette déformation et au-delà, la différence d'endommagement maximal entre les éprouvettes chaîne et trame est estompée. Le knee-point est légèrement plus bas dans la direction trame, le tissu est donc plus propice à s'endommager que dans la direction chaîne. Mais étant équilibré, ce tissu peut accéder à un état de fissuration matriciel saturé qui doit être semblable dans les deux directions de renforts. Dans la direction trame, le tissu s'endommage pour des déformations plus faibles que dans la direction chaîne, mais ne s'endommage pas de manière plus importante. Une fois dépassé le seuil d'endommagement pour les deux directions, le module d'Young diminue à la même vitesse et vers la même valeur asymptotique.



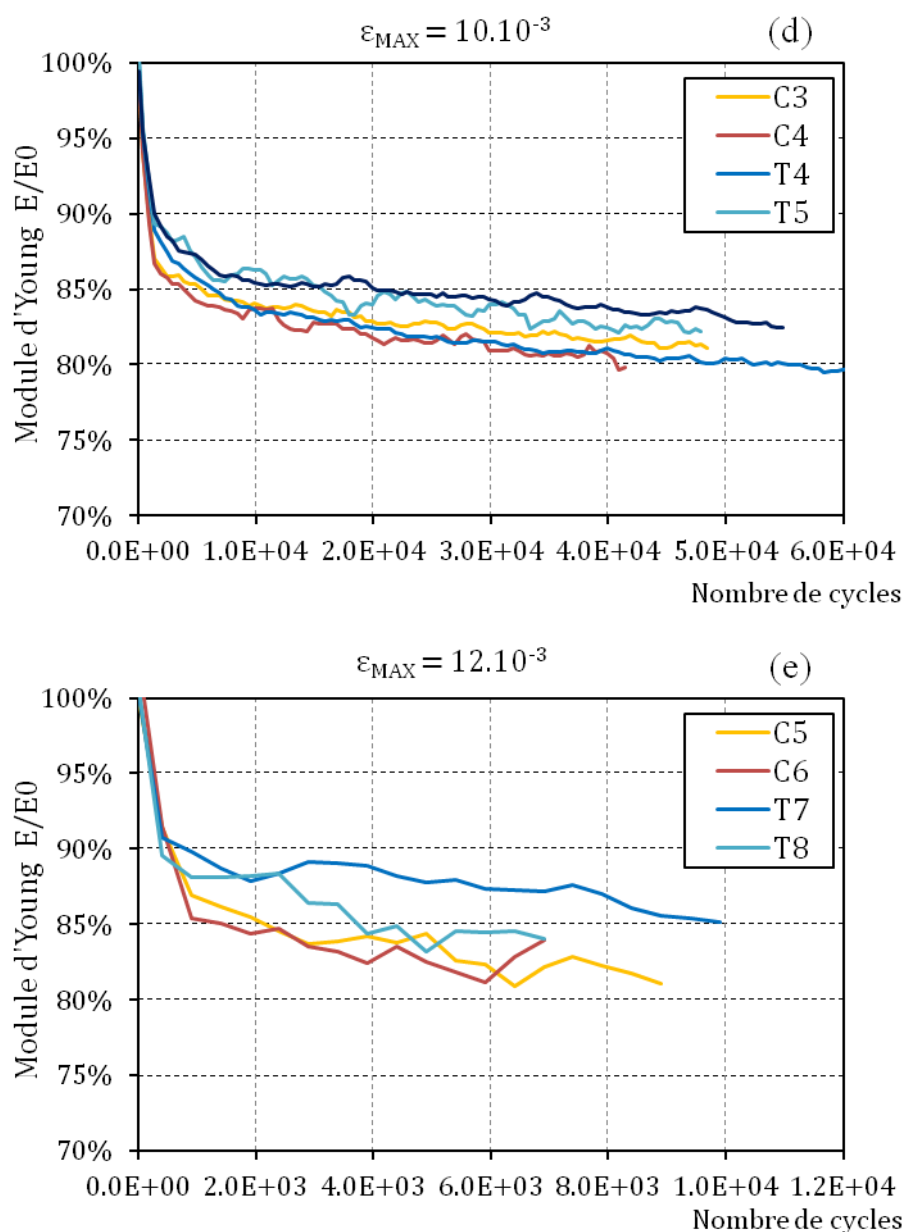


Figure II.22 - Evolution du module d'Young en fatigue sur éprouvettes sens chaîne (C) et sens trame (T). Résultats d'essais pour différentes déformations maximales ϵ_{max} imposées.

Seuls les essais à $\epsilon_{max} = 3 \cdot 10^{-3}$ n'ont pas été menés à rupture, l'un d'entre eux atteignant $14 \cdot 10^6$ cycles. Pour les autres niveaux de déformation, les résultats de ces évolutions d'endommagement sont synthétisés en fonction du nombre de cycles normé par le nombre de cycles à rupture en Figure II.23 pour les éprouvettes sens chaîne. Les éprouvettes les plus faiblement chargées ($6 \cdot 10^{-3}$) présentent une courbure légèrement plus douce que les autres, mais dans l'ensemble, les cinétiques d'endommagement relativement au nombre de cycles à rupture sont relativement similaires d'un essai à l'autre. Mis à part l'éprouvette C1, le module d'Young du matériau tend vers une valeur d'environ 80% du module d'Young initial avant sa rupture. Cette observation s'accorde avec les conclusions de [Echtermeyer95] (voir 2.2.2.2) qui met en évidence des endommagements critiques de 23% et 27% pour des tissus de verre à matrice phénolique et polyester respectivement.

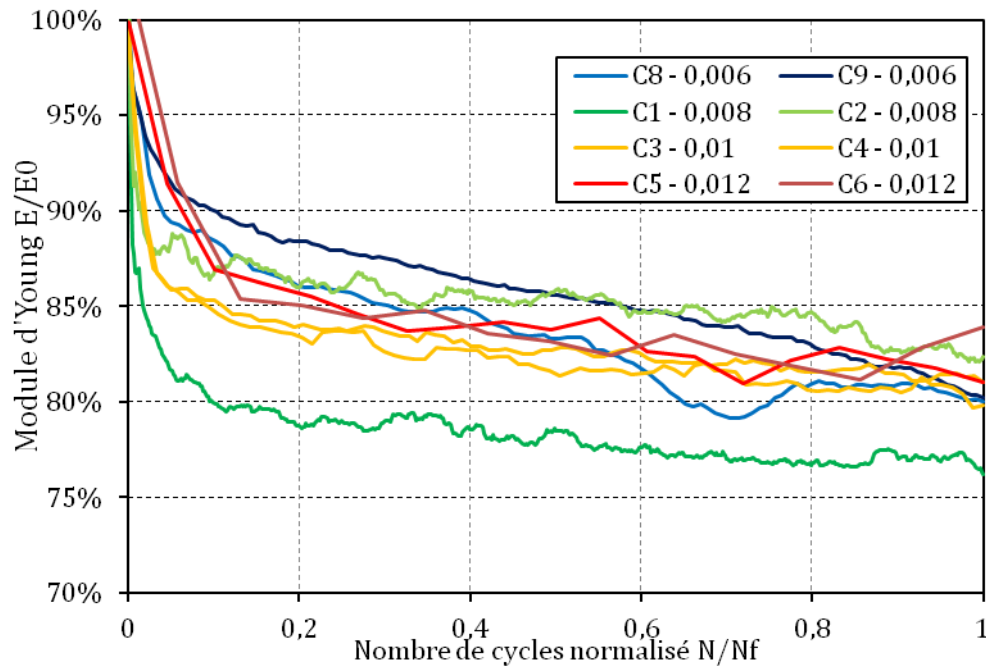


Figure II.23 – Evolution du module d'Young en fonction du nombre de cycles normé par le nombre de cycles à rupture N/N_f pour des essais de fatigue dans le sens chaîne à différents niveaux de déformation.

L'évolution de l'endommagement peut également être représentée sur un diagramme (d_{1f} ; ε_{max}) tracé Figure II.24. Chaque essai de fatigue a été dépouillé en reportant sur ce graphe la valeur de l'endommagement pour des nombres de cycles variant de 10^3 à 10^6 , si la rupture n'est pas intervenue avant. La dernière valeur d'endommagement (endommagement à rupture) a également été reportée, et sa moyenne en fonction de la déformation est représentée par le pointillé noir. Les courbes de couleur représentent les tendances tracées pour un nombre de cycles donné. La distinction chaîne/trame n'a pas été prise en compte afin de simplifier le graphe.

On peut ici réitérer les analyses précédentes. A bas niveau de déformation ($3 \cdot 10^{-3}$), l'endommagement sature à une valeur de 5 à 10% (selon la direction chaîne ou trame qui n'est pas discriminée sur le graphe). Au-delà d'une certaine déformation située entre $3 \cdot 10^{-3}$ et $6 \cdot 10^{-3}$, l'endommagement de fatigue maximal est supérieur à 20%. Il existe un seuil d'endommagement en fatigue à partir duquel il est possible de conduire le matériau à son état d'endommagement caractéristique, autour de 20 à 23%.

Cette valeur est quasiment indépendante de la déformation. Plus précisément, cette valeur asymptotique décroît légèrement au-delà de $10 \cdot 10^{-3}$. Les phénomènes d'endommagement matriciel et de rupture finale des fibres étant découplés, il apparaît ici que les fibres rompent en fatigue avant que le matériau n'ait atteint son état caractéristique d'endommagement.

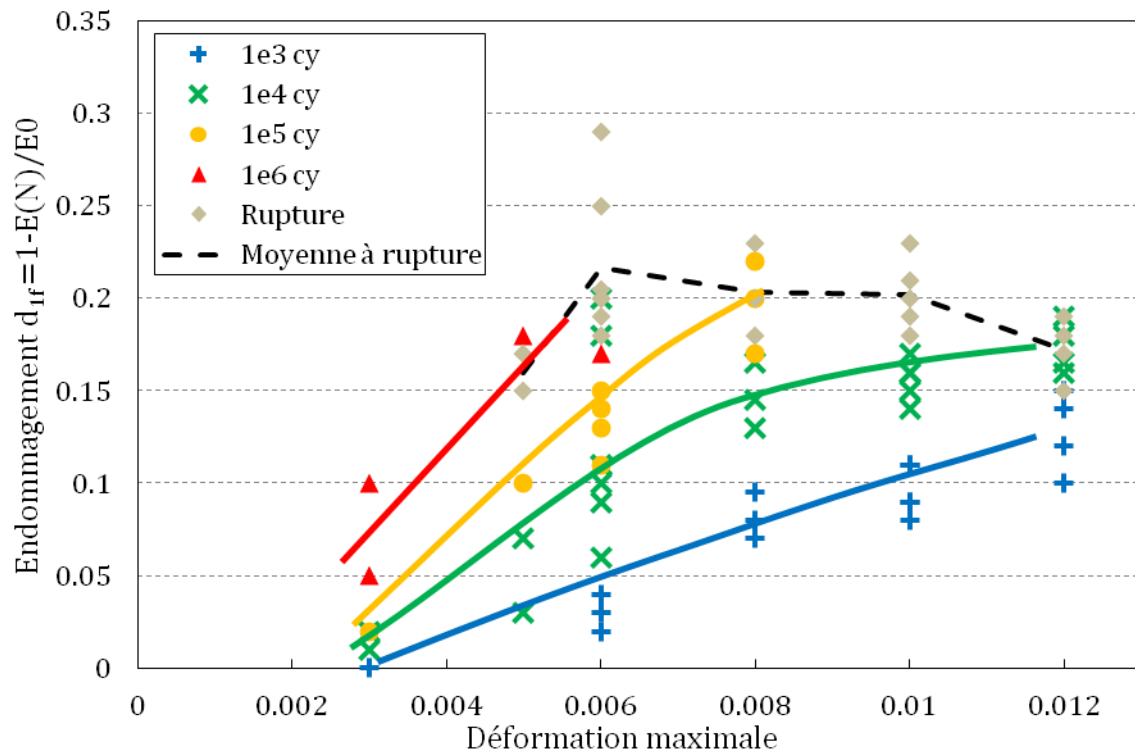


Figure II.24 - Endommagement d_{if} mesuré en fonction de la déformation imposée en fatigue pour différentes valeurs du nombre de cycles. L'endommagement à rupture de chaque essai est également reporté, le pointillé noir en représente la moyenne.

2.2.4.3. Courbe de fatigue ε -N

Mis à part les essais à $\varepsilon_{max} = 3.10^{-3}$ qui n'ont pas été menés jusqu'à rupture, une courbe de durée de vie en fatigue (ε -N) peut-être tracée (Figure II.25). La dispersion sur le nombre de cycles à rupture est relativement limitée par rapport à des résultats de fatigue sur d'autres matériaux comparables qui peuvent s'étaler sur une décade à un niveau de sollicitation donné (par exemple [Amajima91]). La direction de sollicitation (chaîne ou trame) ne semble pas non plus affecter la durée de vie.

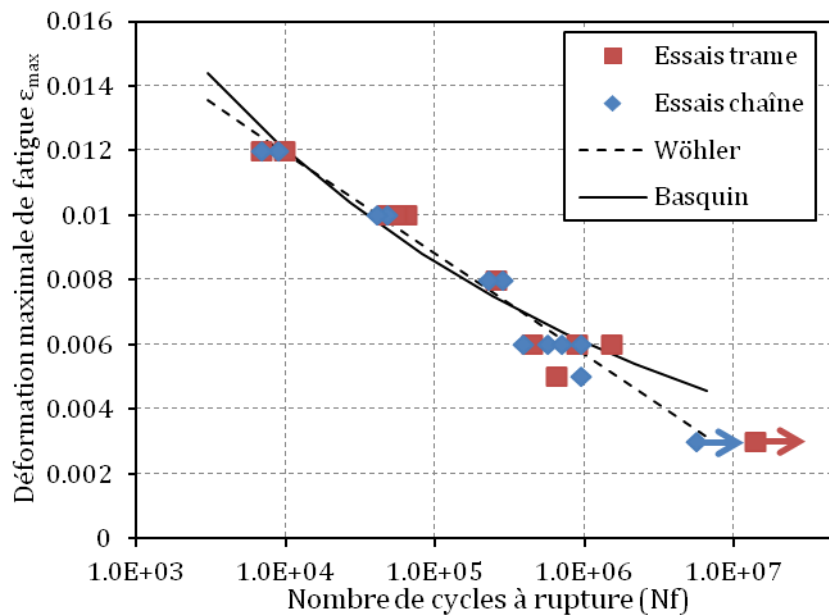


Figure II.25 – Durée de vie en fatigue à déformation imposée pour un rapport de charge R de 1/3.

Ces résultats ont d'abord été approchés par une loi de type Basquin, relation entre une contrainte de fatigue à un nombre de cycles par une loi puissance (Eq. (II.2)). Adapté à la fatigue à déformation imposée, elle relie la déformation maximale ε_{max} au nombre de cycles N (en Mégacycles):

$$\varepsilon_{max} = \frac{\varepsilon_6}{N^\gamma} \quad (II.5)$$

Les coefficients suivants ont été identifiés:

- $\varepsilon_6 = 6,06 \cdot 10^{-3}$, exprimant la déformation de rupture en fatigue à 10^6 cycles
- $\gamma = 0,149$

On remarque cependant que pour les niveaux de déformation relativement élevés étudiés ici, les résultats concordent mieux avec une loi logarithmique de type Wöhler:

$$\varepsilon_{max} = \varepsilon_0(1 - k \log_{10} N) \quad (II.6)$$

avec les coefficients :

- $\varepsilon_0 = 24,4 \cdot 10^{-3}$
- $k = 0,128$

Sur ces essais, l'utilisation de talons d'épaisseur $t_t = 2$ mm importante par rapport à l'épaisseur des éprouvettes (0,61 à 0,63 mm) a accentué les concentrations de contrainte au voisinage de ces talons, réduisant ainsi la durée de vie des éprouvettes. En effet, d'autres essais sur des géométries plus favorables (talons plus fins, ou biseautés) diminuant la sévérité de l'accident géométrique, ont donné des durées de vie systématiquement supérieures d'un rapport 2 à 3, et des ruptures éloignées des talons. Ces essais ne constituent cependant pas un ensemble de données suffisamment consistant pour générer une courbe $(\varepsilon-N)$ corrigée ; ils sont toutefois présentés en 4.5.1. Le nombre de cycles à rupture est donc a priori sous-estimé et les courbes

présentées Figure II.25 s'avèrent conservatives. [Daggumati13] a été confronté à la même difficulté avec des géométries d'éprouvettes rectangulaires. L'auteur a alors dupliqué certains essais sur des éprouvettes de type haltère, et démontre que ce changement de géométrie n'a pas d'incidence sur la cinétique d'endommagement mesurée ([Daggumati13], [DeBaere11]). Par contre il ne donne pas d'information concernant l'effet de ce changement de géométrie sur la durée de vie.

2.2.4.4. Endommagement microscopique

Suivant la même démarche qu'en 2.2.3.2, un échantillon a été prélevé sur l'éprouvette « C1 » qui apparaît sur le graphe Figure II.22c. Cette éprouvette a subi des cycles de fatigue en traction à déformation de 8.10^{-3} , jusqu'à rupture et a présenté un endommagement maximal de 23%. Un échantillon plan de l'éprouvette a été découpé, enrobé dans une résine et poli pour être observé au MEB dans le plan (Figure II.26).

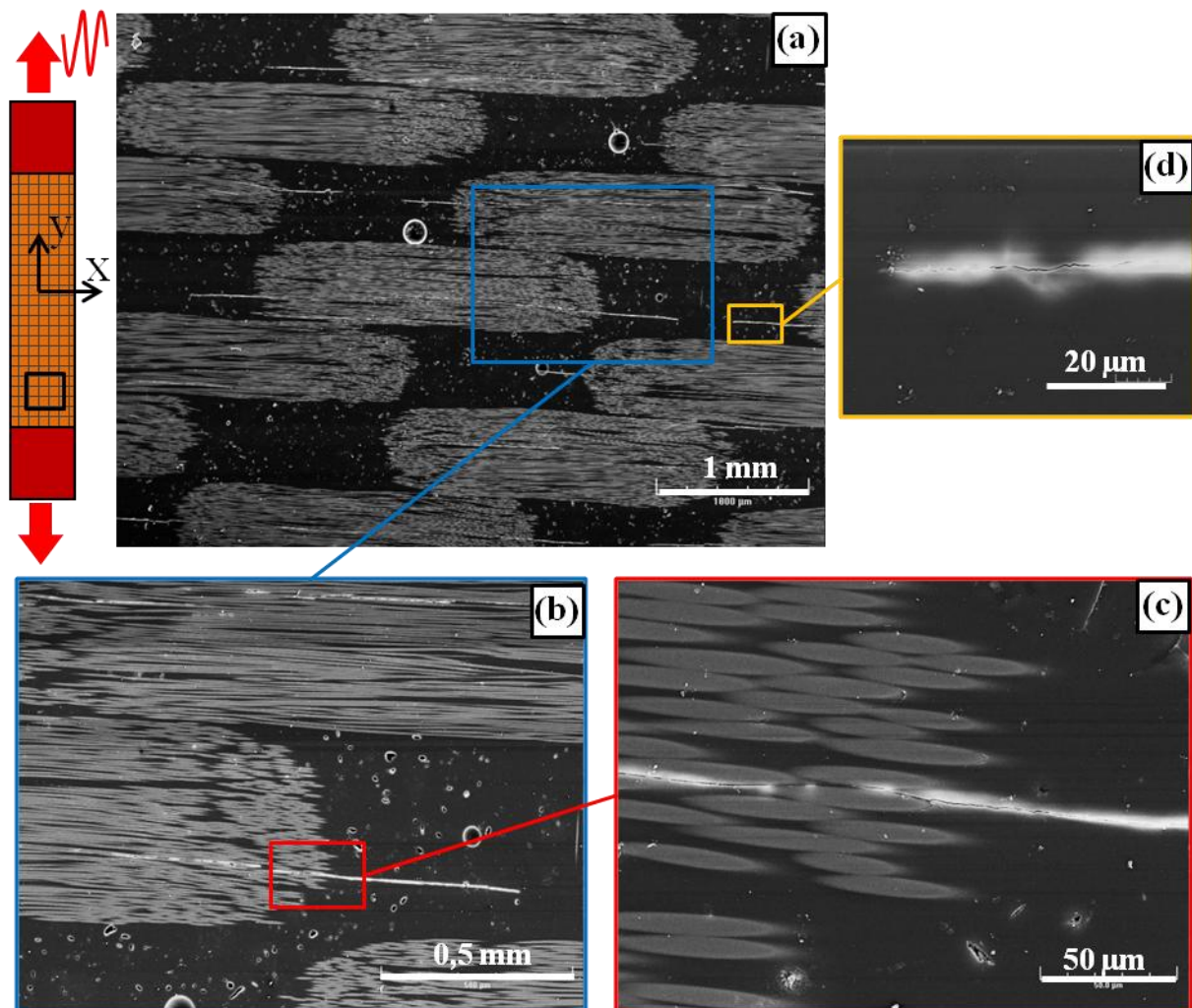


Figure II.26 – Clichés MEB d'une éprouvette de traction chargée en fatigue à une déformation maximale de 8.10^{-3} jusqu'à rupture.

Cette figure révèle les mèches transverses à la direction de la charge. Chacune d'elle est traversée par une ou deux fissures qui s'étendent entre deux points de tissages que l'on peut deviner. Elles peuvent être localisées au centre de la mèche comme en périphérie. Leur position

dans la largeur de la mèche n'est donc pas gouvernée par les concentrations de contrainte dues à la forme (elliptique) de la mèche car elle induirait la même position de la fissure dans sa largeur. La position est sans doute pilotée par des effets plus locaux, les zones riches en fibres ou en résine réparties aléatoirement dans la mèche, qui affectent le champ de déformation local et déclenchent l'initiation de fissures.

Sur la Figure II.26c on aperçoit les fibres sectionnées par le plan de coupe au niveau de leur ondulation. Elles se prolongent hors du plan de coupe, et on voit la fissure se prolonger également le long de ces fibres, au moins sur quelques centaines de μm . On ne peut pas, à ce stade, conclure si l'extrémité de fissure que l'on aperçoit Figure II.26d constitue la pointe réelle de fissure, ou si elle se poursuit hors du plan de coupe. Au vu de la fissure visible un peu plus loin dans son prolongement Figure II.26a on penche plus facilement pour la deuxième hypothèse. On peut constater que dans cette zone riche en résine (Figure II.26d), l'aspect de cette fissure est relativement accidenté. Il est cependant difficile de comparer les faciès des fissures en quasi-statique et en fatigue à ce niveau, mais globalement, les images MEB obtenues sont très similaires (voir Figure II.19).

2.2.4.5. Bilan

Ces essais de fatigue, réalisés sur une large plage de déformation imposée ont mis en évidence la différence chaîne/trame à bas niveau de déformation qui s'estompe pour des sollicitations plus importantes. Un seuil d'endommagement en fatigue qui approche le knee-point (seuil d'endommagement en quasi-statique) a été révélé. En dessous de ce seuil, l'endommagement est contenu à un niveau faible, et au-delà, il converge vers une valeur comprise entre 20 et 23%, d'autant plus rapidement que la déformation imposée est élevée. A déformation très élevée, la rupture de fibres peut prendre le pas sur l'endommagement, dans le sens où les fibres rompent en fatigue avant que la résine n'ait eu le temps d'atteindre son niveau maximal d'endommagement. L'état microscopique du matériau après fatigue est proche de celui que l'on observe en quasi-statique : chaque mèche est traversée par une ou deux fissures. Enfin, la direction de renfort (chaîne ou trame), n'affecte pas le nombre de cycles à rupture, et l'ensemble des résultats de durée de vie est fidèlement représentée par une loi de type Wöhler.

2.3. Comportement en cisaillement

2.3.1. Revue des études de comportement en cisaillement

2.3.1.1. Type d'essais

Pour un matériau orthotrope, l'essai de traction désorienté sur drapage $[\pm 45]_n$ est parmi les essais les plus répandus permettant de caractériser le cisaillement dans le repère d'orthotropie. Il est reconnu pour sa simplicité de réalisation et de dépouillement, son faible coût, et sa bonne reproductibilité bien qu'il ne s'agisse pas d'un essai de cisaillement pur [Lee86].

En effet, sous hypothèse d'homogénéité des contraintes, un effort imposé selon la direction y (Figure II.27a) correspond à une contrainte axiale homogène dans l'éprouvette σ_y . Les tenseurs de contrainte $\underline{\underline{\sigma}}$ et de déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}$ s'écrivent alors :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & \sigma_y \end{pmatrix} \quad (\text{II.7})$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & 0 \\ 0 & \varepsilon_y \end{pmatrix}_{(x,y)} = \frac{\sigma_y}{E_y} \begin{pmatrix} -\nu_{yx} & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}_{(x,y)} = \frac{\sigma_y}{E_y} \begin{pmatrix} \frac{1-\nu_{yx}}{2} & \frac{1+\nu_{yx}}{2} \\ \frac{1+\nu_{yx}}{2} & \frac{1-\nu_{yx}}{2} \end{pmatrix}_{(1,2)} \quad (\text{II.8})$$

Où E_y correspond au module d'Young apparent du stratifié dans la direction y et ν_{yx} le coefficient de Poisson dans le repère structural de l'éprouvette. Le coefficient de Poisson ν_{yx} se situe aux alentours de 0,5 en traction à $\pm 45^\circ$, de sorte que la déformation de traction dans les deux directions de renfort, vaut environ un tiers de la déformation de cisaillement. Cette composante s'accroît avec le phénomène d'alignement des fibres dans la direction de la charge, lorsque la déformation devient importante (Figure II.27b). [Wisnom95] indique cependant que l'influence de la rotation est limitée en dessous de 7% de distorsion angulaire.

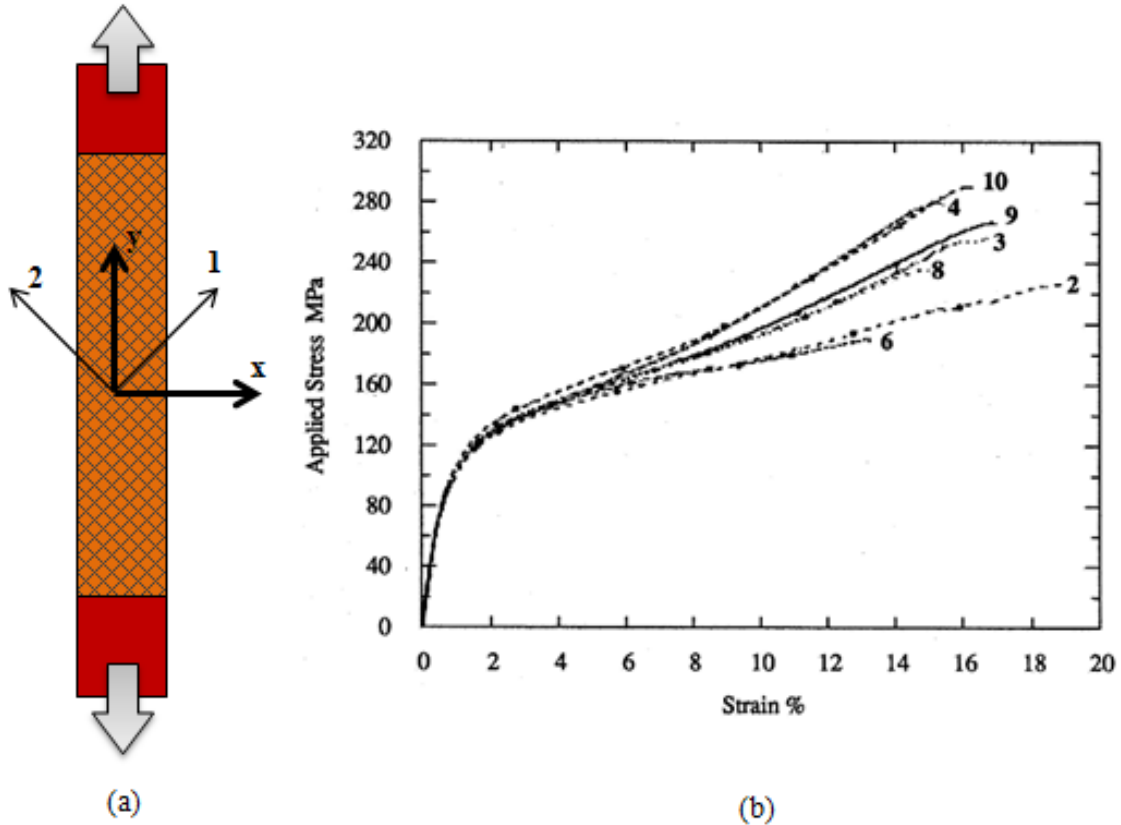


Figure II.27 – (a) illustration des repères structure (x,y) et matériau $(1,2)$ sur un essai de traction sur drapage $[\pm 45]$. (b), illustration de la rigidification par rotation des fibres à haute déformation lors d'essais de traction sur stratifié $[\pm 45]_{2s}$ pour différentes éprouvettes Carbone/PEEK [Kellas92] (L'auteur explique la dispersion à déformation élevée par le procédé de fabrication).

Les propriétés de cisaillement peuvent être mesurées via cet essai qui est largement exploité dans cette optique (Par exemple [Kellas92] [Payan04] [Marin09]). Il a été normalisé pour l'étude des composites à matrice polymère [ASTMD3518]. La contrainte de cisaillement τ_{12} et la distorsion angulaire γ_{12} dans le repère d'orthotropie s'écrivent :

$$\tau_{12} = \frac{\sigma_y}{2} = \frac{F}{2S} \quad (\text{II.9})$$

$$\gamma_{12} = \varepsilon_y - \varepsilon_x \quad (\text{II.10})$$

où F est l'effort appliqué et S la section de l'éprouvette.

Cependant l'état de déformation ne correspond pas à une unique composante de cisaillement et l'endommagement résultant sera donc impacté par les composantes de traction dans les axes des renforts.

Un nombre important d'autres essais de cisaillement plan ont été employés pour caractériser les composites. [Lessard97] en a dénombré plus de 30, et ils constituent le sujet de plusieurs revues bibliographiques ([Tarnopol'skii00], [Lee86]). La Figure II.28 en représente quelques exemples. Certains sont utilisés pour déterminer uniquement la rigidité sans la résistance (Plate Twist Test), d'autres uniquement la résistance (Four-Point Shear test, Double Notched Shear test). Certains essais exigent des moyens d'essais spécifiques (torsion de tube), ou des éprouvettes complexes et onéreuses. La diversité de ces essais laisse à penser qu'aucun d'entre eux n'est applicable à toutes les études de cisaillement plan. Parmi les difficultés expérimentales inhérentes à l'étude du cisaillement plan, on peut citer :

- L'obtention d'un état de déformation homogène qui n'apparaît que sur une partie limitée de l'éprouvette (par exemple Double Notched Shear test).
- La nécessité d'explorer des niveaux de déformation plus élevés que pour l'étude de la traction dans l'axe des renforts, ce qui peut occasionner des non-linéarités géométriques.
- La détermination des valeurs de contrainte et de déformation n'est pas directe et est tributaire d'hypothèses sur la géométrie de ces champs et sur les coefficients élastiques [Odegard11].
- Le flambement est généralement rencontré en cisaillement, incitant à l'utilisation d'éprouvettes épaisses [DeBaere08a].
- La rupture peut apparaître en dehors des parties courantes (Par exemple, essai ARCAN [ElHajjar04]).

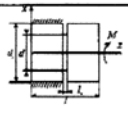
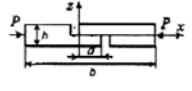

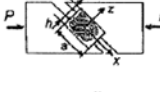
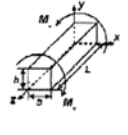
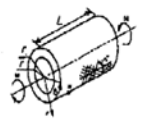
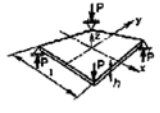
Shear tests	Scheme of loading	Sizes	Properties
III. Torsion of rod with circular cut-outs		$d = 10 \text{ mm};$ $d_o = 20 \text{ mm};$ $l_c = 3 \text{ mm};$ $l = 15 \text{ mm}$	τ_{xz}^{ult}
IV. Double-notch shear		$A = 6.5 \text{ mm};$ $B = 80 \text{ mm};$ $h = 10 \text{ mm}$	τ_{xz}^{ult}
V. Two-rail shear		$b = 10 \text{ mm};$ $a = 100 \text{ mm};$	τ_{xy}^{ult} G_{xy}
VI. Shear of rectangular prisms		$a = 25 \text{ mm};$ $h = 10 \text{ mm}$	τ_{xz}^{ult}
VII. Torsion of a straight rod		$b_1 = 5 \text{ mm};$ $b_2 = 20 \text{ mm};$ $h = 10 \text{ mm};$ $L = 200 \text{ mm}$	$G_{yz};$ G_{xz}
VIII. Thin-walled tube torsion		$r_o = 18.5 \text{ mm};$ $r_i = 14.5 \text{ mm};$ $L = 300 \text{ mm}$	$G_{\theta z};$ $\tau_{z\theta}^{ult}$
IX. A square plate twist		$l = 80 \text{ mm};$ $h = 4 \text{ mm}$	G_{xy}

Figure II.28 – Exemples d'essais permettant l'étude du cisaillement plan des stratifiés [Tarnopol'skii00].

2.3.1.2. Comportement quasi-statique

Pour les composites verre/époxy de cette étude, le comportement en cisaillement dans les axes d'orthotropie est dominé par la matrice. Lorsqu'il s'agit d'un polymère, le matériau présente typiquement un comportement initialement linéaire, suivi d'une phase de pseudo-écrouissage, où des déformations anélastiques se développent (voir courbe typique Figure II.27). [Couégnat08] étudie le comportement hors axe d'un tissu 2,5D carbone/époxy qui, comme les tissus 2D ou les UD, présente des boucles d'hystérésis typiques de résine polymère (Figure II.29a), ainsi que des aspects viscoélastiques et la propriété de recouvrance à effort nul (Figure II.29b-c), c'est-à-dire la relaxation des déformations résiduelles à effort nul.

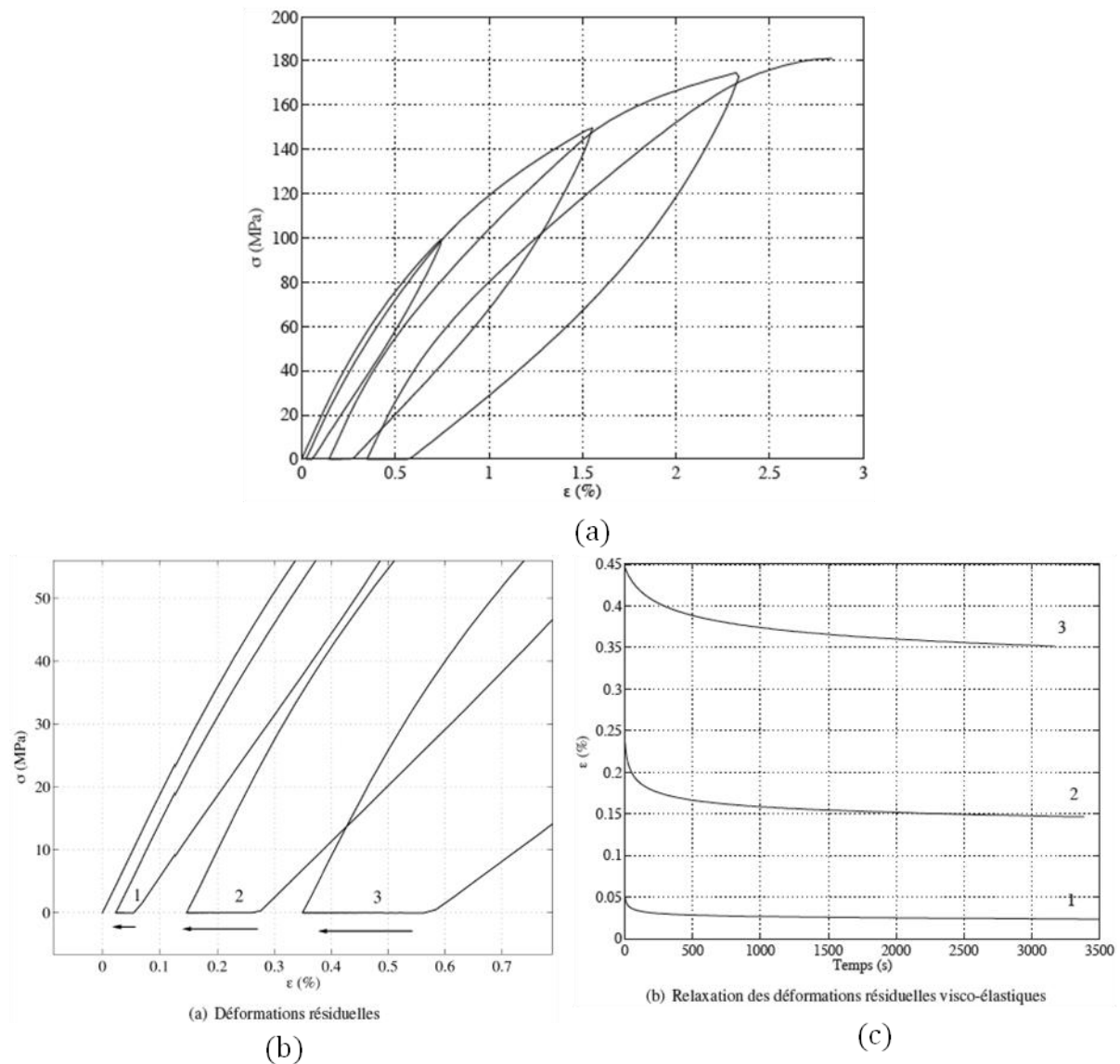


Figure II.29 – Comportement pour un essai de traction cyclé à 45° d'un tissu 2,5D carbone/époxy. (a), courbe contrainte/déformation, (b), détail de l'évolution des déformations résiduelles, (c), recouvrement des déformations résiduelles au cours du temps [Couégnat08].

La résistance en contrainte est bien entendu plus faible que lorsque la charge est alignée avec un axe de renfort, mais la déformation à rupture est beaucoup plus élevée. Sur UD on peut obtenir une rupture finale sans rupture de fibre, mais par délaminage, ce que l'agencement tissé empêche.

2.3.1.3. Comportement en fatigue

[Bizeul09] a recensé des résultats de fatigue en traction sur drapages $[\pm 45]_n$ de la littérature reportés Figure II.30 sous forme de courbe S-N. Les essais ont été réalisés sur des tissus de verre avec matrices époxy ([Pandita01]), polyuréthane-vinyl-ester (PU-VER) [Dyer98] et polyester ([Dyer98] [Smith89]). Ce dernier a réalisé des essais de traction ondulée sur éprouvettes droites (« *uniaxial load* ») et sur éprouvettes cruciformes (« *biaxial load* ») en appliquant une contrainte transversale de compression $\sigma_x = -\sigma_y$ de manière à générer un état de cisaillement pur dans la partie courante. La résistance quasi-statique subit un abattement de

40% en appliquant la compression transversale. En fatigue, en adimensionnant la contrainte par cette contrainte à rupture en quasi-statique, les résultats « uniaxial load » et « biaxial load » sont similaires.

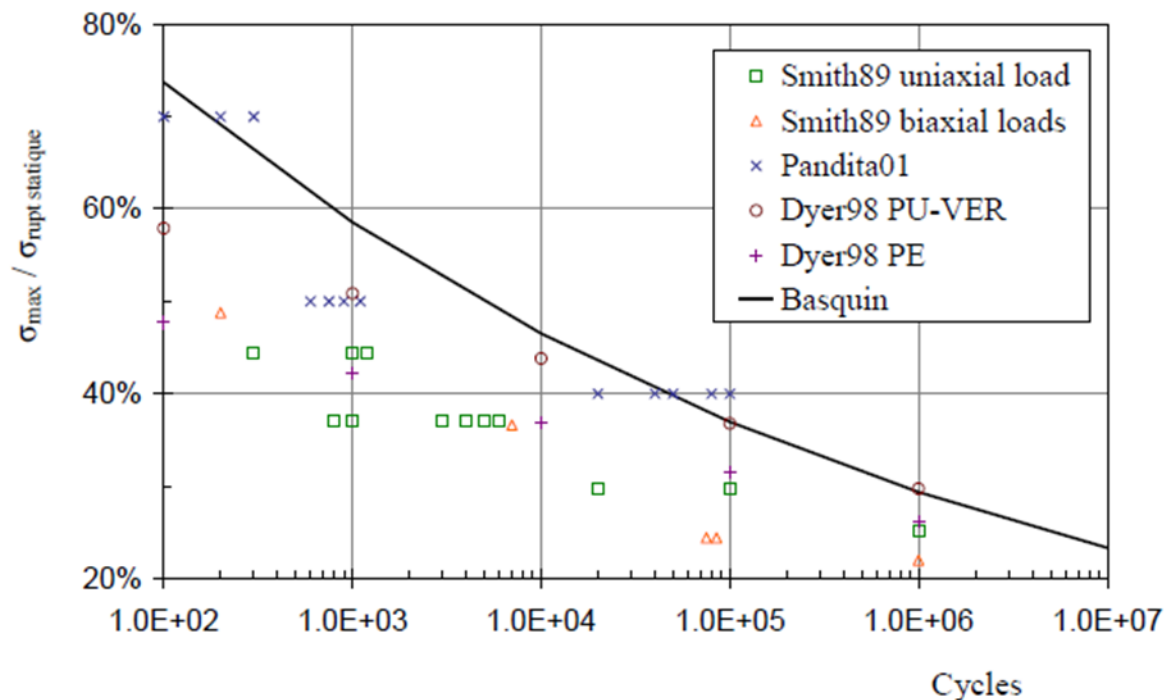


Figure II.30 – Synthèse des durées de vie en fatigue sur des tissus à base de fibres de verre pour des drapages $[\pm 45]_n$ [Bizeul09]. Une loi de type Basquin a été identifiée sur les essais de [Pandita01].

La dispersion expérimentale apparaît plus importante que dans le cas de traction axiale. [Degallaix02] indique qu'elle peut s'étaler sur deux décades de nombre de cycles à un niveau de chargement donné. [Dyer98] qui compare deux résines pour deux drapages, $[0/90]_{2s}$ et $[\pm 45]_4$, montre que l'influence de la résine sur les performances en fatigue est plus importante pour le drapage désorienté.

2.3.1.4. Evolution du comportement macroscopique

Comme pour le cas de fatigue dans l'axe des renforts, [Pandita01] identifie un affaiblissement de la rigidité selon trois phases. Décroissance rapide, puis relative stabilisation, avant une ultime décroissance rapide (Figure II.31). Il constate également une influence de la fréquence sur les résultats, du fait du caractère visqueux de la résine. [Dyer98] n'identifie pas la dernière phase, et mesure une diminution de rigidité pouvant aller de 60 à 80% de la rigidité initiale suivant les conditions d'essais adoptées.

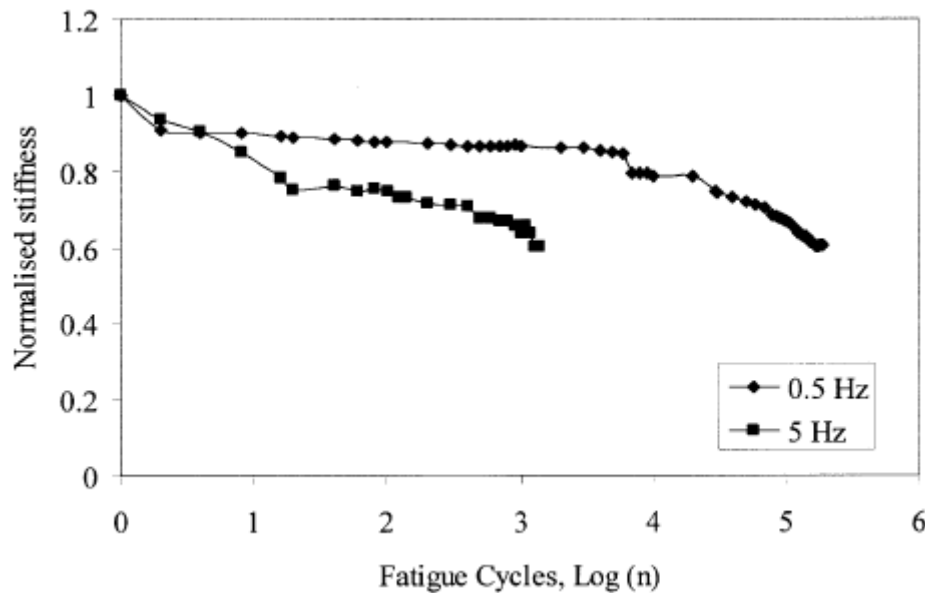


Figure II.31 - Perte de module d'un stratifié de tissu verre/époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte de rupture et à différentes fréquences [Pandita01].

2.3.1.5. Mécanismes d'endommagement

La fissuration matricielle est moins perceptible qu'en traction dans l'axe des renforts. [Couégnat08] comptabilise 10^4 évènements acoustiques enregistrés contre 10^6 pour un essai dans l'axe. [DeGreef11b] utilise l'émission acoustique en traction quasi-statique et interrompt des essais de traction $[\pm 45]_n$ à différentes déformations pour réaliser des coupes et examiner la nature de l'endommagement. Le tissu carbone/époxy qu'il étudie ne présente pas de fissuration matricielle pour une distorsion angulaire de 2%. A 4%, des fissures matricielles sont détectées dans les mèches. Elles sont beaucoup plus importantes après rupture du stratifié (au-delà de 12% de déformation), et se sont propagées en délaminage.

[Karahana11] adopte la même approche, sur sergé carbone/époxy. Il détecte les premiers évènements acoustiques à partir de 0,88% en traction hors-axe, contre 0,21% en traction dans l'axe. Mais à partir de ce seuil, des fissures sont observées à la fois dans les mèches de chaîne et de trame à partir de 1,2%, puis rapidement entre les deux directions de renforts (méta-délaminage) et entre les plis. Les méta-délaminages ou délaminages s'expliquent par les deux directions de renforts qui pivotent ce qui induit du cisaillement hors plan dans l'interface entre les deux directions de mèches.

[Pandita01] étudie par microscopie des échantillons taffetas verre/époxy sollicités en fatigue hors axe. Il observe des décollements fibre/matrice et des réorientations de fibres. Il mentionne que la déformation à rupture excède 20% sans préciser si les observations microscopiques ont été effectuées avant la rupture finale.

2.3.2. Mise au point d'un essai de cisaillement au rail réversible

En plus d'étudier le matériau en cisaillement, l'objectif est d'obtenir un montage capable de générer la propagation d'une coupure en mode II, en sollicitant un stratifié entaillé en cisaillement plan. Ainsi il doit satisfaire les spécifications suivantes :

1. Générer un champ de cisaillement pur homogène sur une éprouvette composite.
2. Permettre le chargement cyclique dans les deux directions.
3. Obtenir une zone de cisaillement suffisamment large afin de pratiquer une entaille loin des bords.
4. Eviter le flambement.
5. Disposer d'un système d'acquisition de contrainte et de déformation suffisamment robuste pour que l'essai soit pilotable en déformation.

Un essai de cisaillement au rail modifié a été retenu pour cette étude. La Figure II.32 présente un schéma de principe de la version initiale telle que décrit dans la norme [ASTM D4255]. Une éprouvette rectangulaire plane est encastrée à 3 rails par serrage. Les deux rails externes constituent un cadre fixe tandis que le rail central est en liaison glissière avec le bâti. Le chargement est dans la majorité des cas appliqué par compression sur le rail central. Cet essai ne nécessite pas d'équipement particulièrement complexe, les éprouvettes sont relativement simples à préparer (forme simple, pas de talons) et la zone est suffisamment étendue pour autoriser une mesure de déformation, et insérer une fissure.

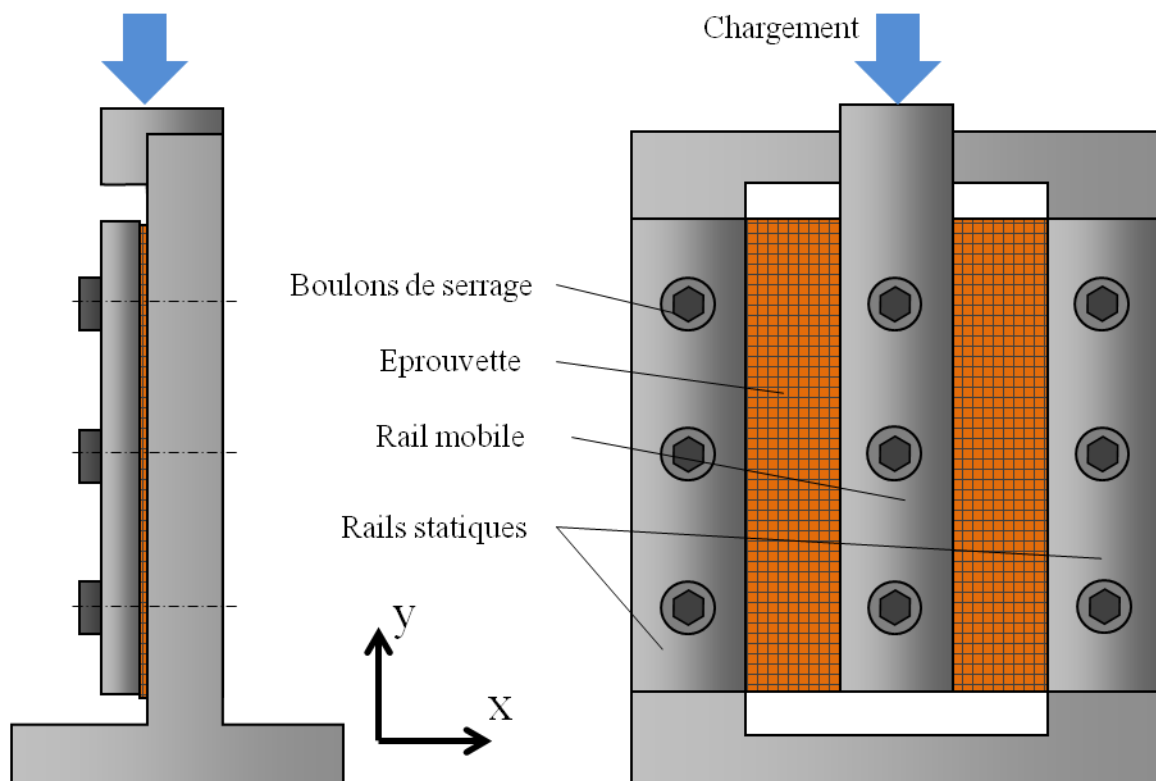


Figure II.32 – Schéma de principe de l'essai de cisaillement standard. L'éprouvette est maintenue encastrée sur les 3 rails. Les deux rails externes sont fixes tandis que le troisième coulisse selon l'axe y et génère un état de cisaillement pur (aux effets de bord près) sur les deux zones visibles de l'éprouvette.

Bien avant sa normalisation, la plus ancienne version de ce montage recensée, ([Coker1912]), est antérieure à l'industrie aéronautique et aux composites fibrés. En vue de l'étude du cisaillement dans les barrages, ce montage a été utilisé sur une plaque de verre en 1910, exploitant la propriété de changement d'indice de réfraction du verre avec son état de contrainte pour mesurer la déformation par une méthode optique.

L'essai a par la suite été normalisé en plusieurs temps jusqu'à la version [ASTM D4255] de 2001, qui vérifie les spécifications 1 et 3 citées plus haut. Des études analytiques ([Whitney71] [Garcia80]) et numériques ([Lee86] [Lakshminarayana84] [DeBaere08b] [MohseniShakib09]) démontrent un état de cisaillement pur, homogène, sur une zone étendue et des effets de bords limités dans la plupart des cas. [Lakshminarayana84] a reporté des effets de bords sur les 4 bords des rectangles sollicités qui s'étendent sur environ 10% de la longueur des cotés. Ces effets de bords se manifestent par une diminution du cisaillement plan au voisinage des bords libres, accompagnée de contraintes de traction et de compression parasites localisées au niveau des coins (Figure II.33b), et qui peuvent initier une rupture prématurée de l'échantillon le long des mors.

[Lakshminarayana84] a eu l'idée de recourir à cet essai pour étudier la ténacité en mode II sur composite. Une étude numérique de l'essai a été conduite sans validation expérimentale. Plus tard, [Tan88] a réalisé des essais de cisaillement au rail sur éprouvettes entaillées ou non sous chargement quasi-statique. Sur éprouvettes non-entaillées, la validité de cet essai a été étudiée numériquement par [Whitney71], [Sims73], [Garcia80], et [DeBaere08a] pour plusieurs configurations de géométries et séquences d'empilement. Ils s'accordent pour affirmer que l'essai génère une large zone de cisaillement pur homogène et des effets de bords limités dans la plupart des cas.

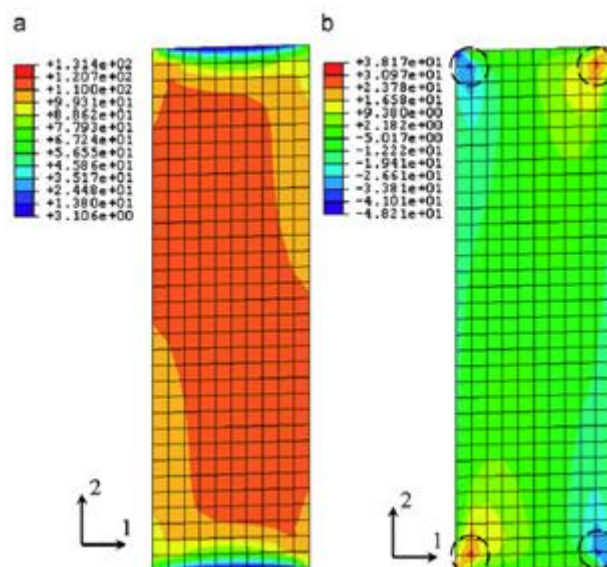


Figure II.33 – Simulation EF des champs de cisaillement τ_{12} (a) et de contrainte σ_{11} (b) dans un des deux rectangles sollicités en cisaillement [DeBaere08a].

2.3.2.2. Essais préliminaires

La géométrie des éprouvettes de cisaillement est reportée Figure II.34. Les parties hachurées symbolisent les zones encastrées par serrages aux trois rails. Des essais préliminaires ont d'abord été réalisés sur des éprouvettes $[0/90]_2$ sur un montage de cisaillement au rail standard tel que représenté Figure II.32. L'effort est transmis par une liaison ponctuelle entre un plan et une bille dont le sommet est à l'aplomb du plan moyen de l'éprouvette. Un chargement monotone quasi-statique a été appliqué, et la déformation a été mesurée à la fois par des rosettes de trois jauges et par stéréo-corrélation d'images. Les résultats ont montré l'apparition de flambement à des déformations de cisaillement faibles (de l'ordre de 1%), ainsi qu'un déplacement hors plan d'environ 1 mm causé par un jeu dans la liaison glissière du montage.

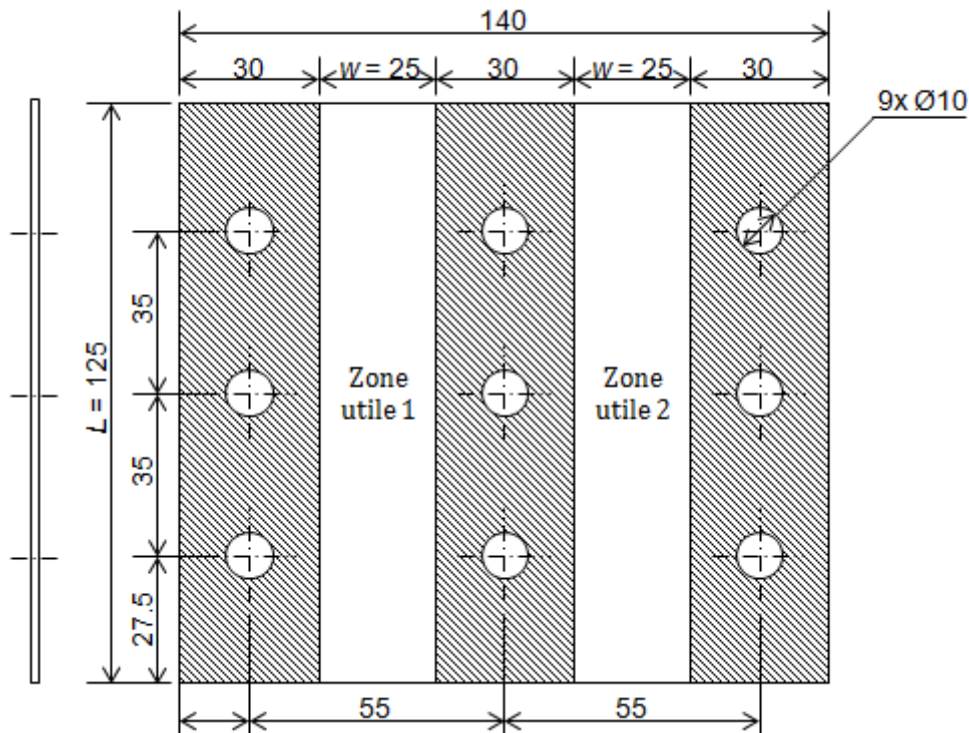


Figure II.34 – Géométrie de l'éprouvette de cisaillement.

Le flambement sur cisaillement au rail a été mis en évidence par [MohseniShakib09]. Son étude numérique indique que les modes de flambement ainsi que les contraintes critiques associées dépendent fortement des conditions aux limites appliquées. Ainsi, si le déplacement hors plan du rail central est libre, la contrainte critique de flambement est divisée par 10. En conséquence pour satisfaire le point 4, il semble indispensable de guider précisément le rail central. Pour ce faire, un appui fixe a été ajouté au cadre pour guider le rail central en sa partie inférieure. Par ailleurs, le nombre de plis des éprouvettes a été doublé, toujours pour retarder le flambement.

L'autre grande lacune de ce premier montage concerne l'impossibilité technologique d'appliquer un chargement inversé, c'est-à-dire vers le haut. L'application d'un chargement cyclique à déformation imposée avec un rapport de charge $R = \gamma_{min} / \gamma_{max} = 1/3$ a mis en évidence des déformations anélastiques augmentant avec le nombre de cycles. Au cours de l'essai, les

boucles de contrainte-déformation descendent (Figure II.35a) jusqu'à ce que l'effort s'annule pour la déformation γ_{min} . La déformation anélastique a alors atteint γ_{min} et elle ne peut plus progresser étant donné qu'un chargement négatif ne peut technologiquement pas être appliqué à l'éprouvette. A partir de ce point, du fait de la viscosité dans la réponse mécanique du matériau, un écrêtage du signal d'effort est constaté (Figure II.35b) attestant du décollement de la bille et du plan. Cet écrêtage peut atteindre jusqu'à 30% de l'amplitude totale du signal. Cette limitation a motivé la formulation du point 2 (chargement dans les deux directions) qui a exigé des modifications importantes du montage, détaillées dans le paragraphe suivant.

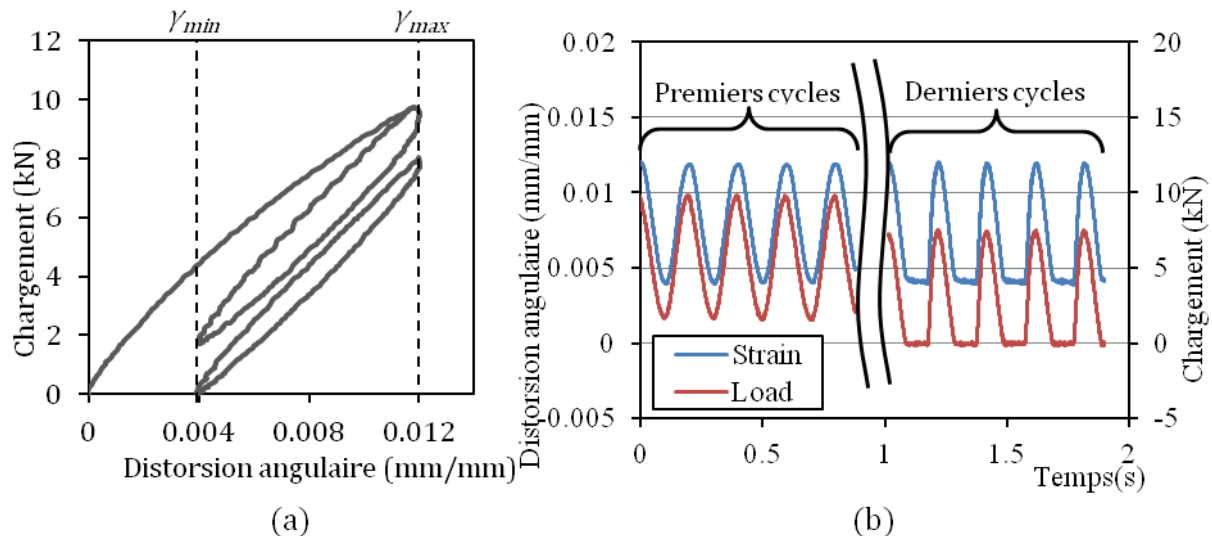


Figure II.35 – Données expérimentales des essais préliminaires sur montage non modifié : (a) charge en fonction de la distorsion angulaire pour le premier et le dernier cycle de chargement, (b) signaux des premiers cycles, et signal écrêté en fin d'essai.

2.3.2.3. Montage modifié

Le second point a également été traité par [DeBaere08b] et [MohseniShakib09] qui proposent deux solutions. [DeBaere08b] avait pour objectif d'étudier la fatigue de cisaillement sur un stratifié carbone/PPS. Pour cela il a élaboré un montage sans liaison qui s'affranchit donc des phénomènes dissipatifs parasites (Figure II.36a). Les trois mors sont indépendants. Ceux de l'extérieur sont montés sur la partie supérieure d'une machine de traction/compression, et le troisième est fixé sur le vérin. Ce montage peut être utilisé dans les deux directions moyennant un alignement précis de ses deux parties.

Dans le montage [MohseniShakib09], le rail central coulisse à travers un cadre selon une liaison pivot glissante double (Figure II.36b). Cette solution présente l'avantage d'être plus facilement adaptable sur une machine de traction/compression standard.



(a)



(b)

Figure II.36 - Solution technologique proposée par [DeBaere08b] (a), et [MohseniShakib09] (b) de montage de cisaillement au rail autorisant la fatigue à rapport de charge négatif.

Afin de tirer parti du montage existant, la solution que nous avons retenue est légèrement différente. Elle utilise une liaison ponctuelle bilatérale qui autorise les 3 rotations de l'espace, les 2 translations du plan xz (Figure II.37), et permet de transmettre un effort dans les deux sens de la direction y . Le schéma CAO du montage entier et du détail de cette liaison sont montrés Figure II.37. Celle-ci est réalisée par une bille maintenue entre deux plans parallèles. Les deux plans sont fixes l'un par rapport à l'autre après serrage de la pièce 2 sur la pièce 1 par deux vis de fixation non représentées. La pièce faisant office de bille a été usinée dans une masse d'acier sous forme de deux portions de sphère sur un parallélépipède percé de deux trous de fixations. Ces trous, oblongs, permettent un réglage du sommet de la bille à l'aplomb du plan médian de l'éprouvette dont la position dépend de l'épaisseur de celle-ci. Le positionnement est entaché d'erreurs de quelques dixièmes de millimètre, mais le transfert d'effort dans le plan de l'éprouvette est réalisé par le mors central dont le déplacement est guidé précisément en deux endroits ce qui contrarie au maximum les déplacements hors plan de l'éprouvette. Ces zones de guidages sont recouvertes par un antiadhésif de manière à limiter au maximum les efforts de liaison.

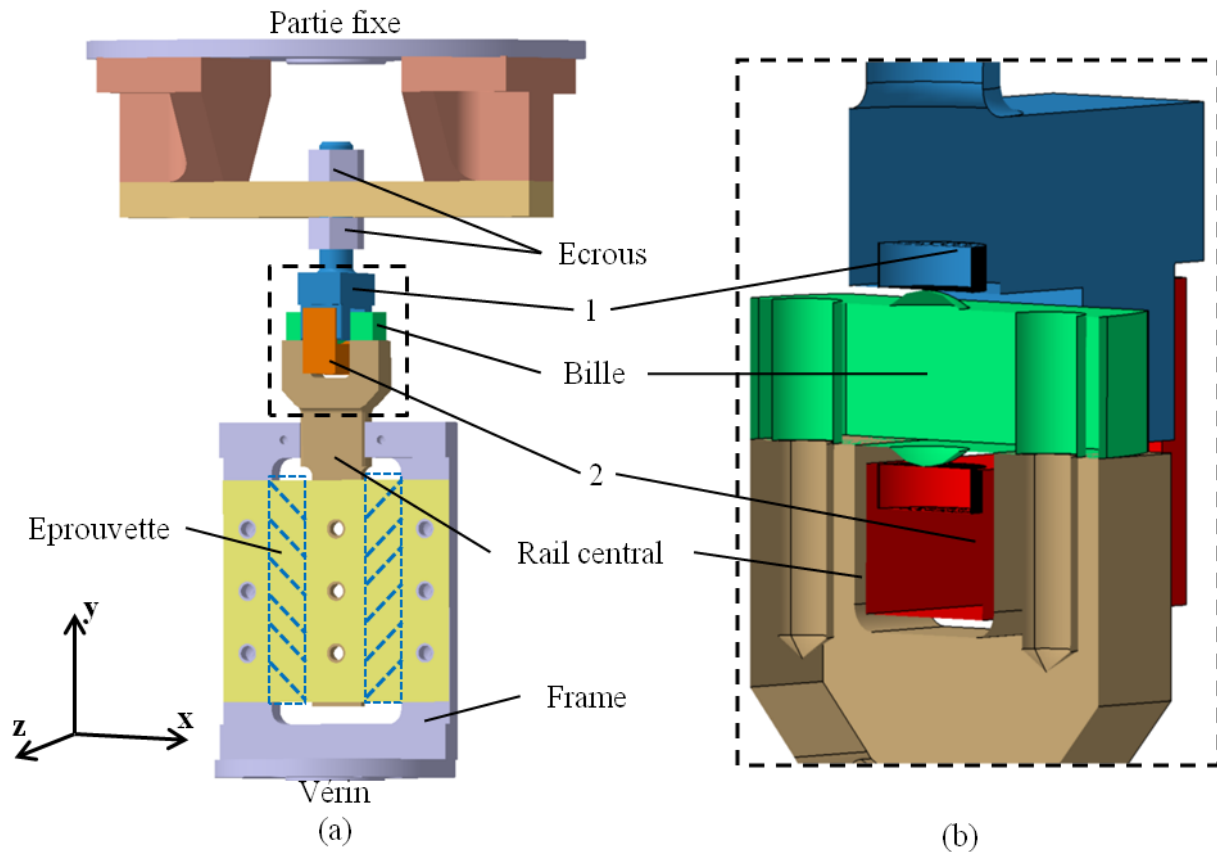


Figure II.37 – Schéma CAO du montage de cisaillement au rail modifié. (a) : montage entier, le dispositif d'encastrement de l'éprouvette n'est pas représenté, (b) : vue en coupe du détail de la liaison ponctuelle bidirectionnelle.

Le cadre est bridé sur un vérin hydraulique tandis que la partie supérieure de la liaison ponctuelle est encastrée sur le plateau supérieur de la machine d'essai (Figure II.37a). La Figure II.38 montre trois vues du montage réel au cours d'un essai. La géométrie des éprouvettes est imposée par les dimensions du montage et n'a pas évolué par rapport au montage standard (Figure II.34).

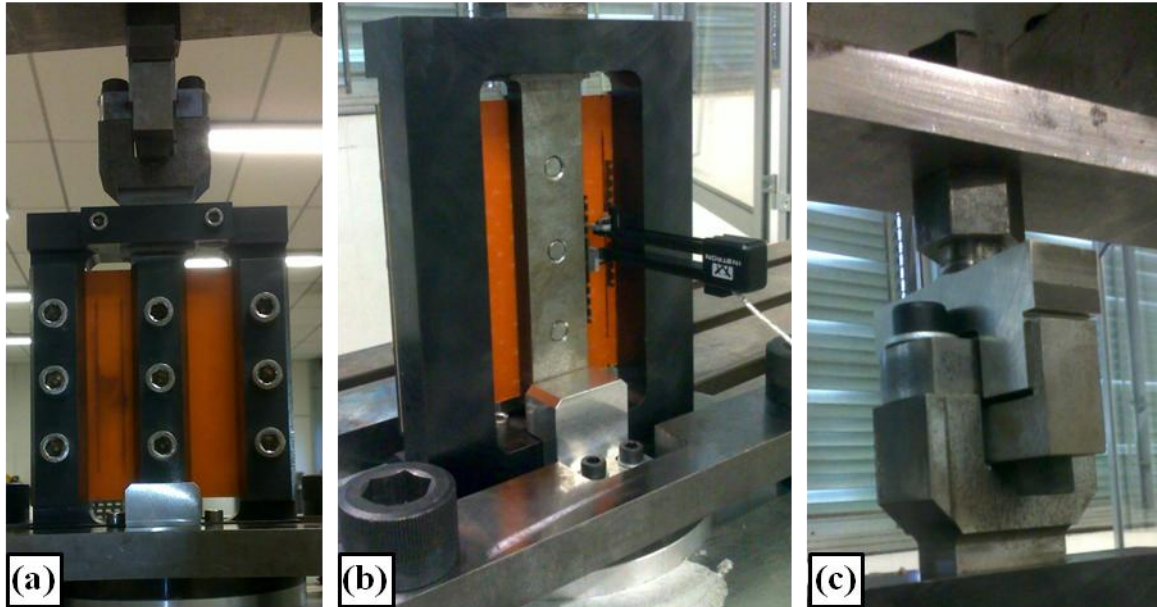


Figure II.38 – Clichés du montage installé sur une machine de traction/compression. (a) : vue de face, (b) : vue de la face arrière montrant l'extensomètre et une bride, (c) : détail de la liaison ponctuelle bidirectionnelle.

2.3.2.4. Instrumentation

Pour satisfaire l'exigence 5, les deux zones de guidage ont été recouvertes d'antiadhésif pour empêcher les liaisons de transmettre un chargement axial, de manière à ce que la cellule d'effort de la machine de traction/compression mesure l'effort qui transite réellement dans l'éprouvette. La contrainte de cisaillement τ se déduit alors de l'effort mesurée F :

$$\tau = \frac{F}{2Lt} \quad (\text{II.11})$$

Avec L , la longueur de l'éprouvette et t son épaisseur.

Pour mesurer la déformation angulaire, la norme ASTM recommande de coller des jauges de déformation sur l'éprouvette, mais celles-ci se décolle au bout de quelques milliers de cycles de fatigue. De plus, le point 5 exige non seulement une mesure fiable de la déformation mais doit, de surcroît, être suffisamment robuste pour que l'essai puisse être piloté sur cette grandeur.

La solution retenue utilise un extensomètre adaptée à la mesure de la déformation de cisaillement, à travers l'adjonction de deux équerres en T (Figure II.39). Les deux bras de l'extensomètre sont mobiles l'un par rapport à l'autre selon y . Les arrêtes des deux couteaux sont collées sur l'éprouvette et vissés sur les deux équerres d'adaptation. Sous l'effet d'un déplacement du rail central selon y , une ligne d'axe y n'est pas déformée, les zones de contact entre les couteaux et l'éprouvette ne sont donc pas sollicitées, ce qui leur permet de ne pas se décoller. Les couteaux sont séparés de $X_0 = 14$ mm selon x , la distorsion angulaire en petites déformations s'écrit alors :

$$\gamma_{xy} = \frac{\Delta y}{X_0} \quad (\text{II.12})$$

Un cliché de l'extensomètre adapté à la mesure du cisaillement est visible Figure II.38b.

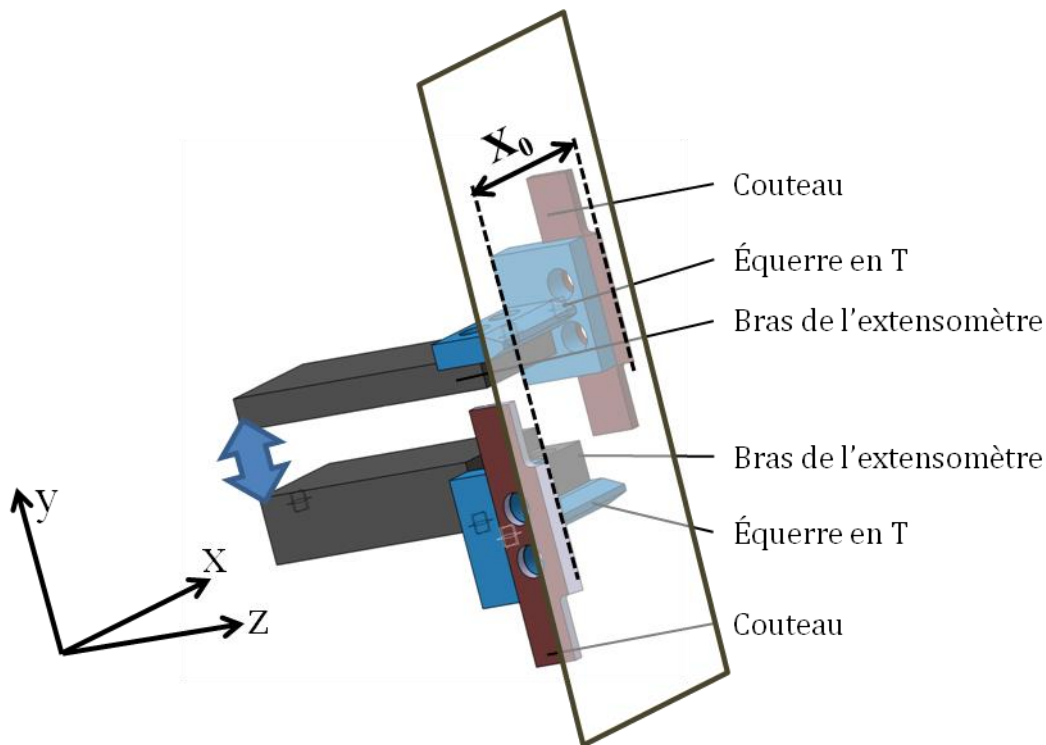


Figure II.39 – Vue CAO de l'extensomètre adapté à la mesure du cisaillement.

2.3.3. Résultats

Le montage a été fixé sur une machine hydraulique de traction/compression de marque SCHENCK équipée d'une cellule d'effort de 450kN. Elle peut être pilotée sur un des trois canaux suivants : effort, déplacement, déformation. Les tests ont été réalisés sur éprouvettes $[0/90]_4$, d'abord pour valider le montage puis pour caractériser le comportement en cisaillement du matériau.

2.3.3.1. Validation du montage

Ces essais ont été réalisés à déplacement imposé à une vitesse de 0,02 mm/s sous stéréocorrélation d'images pour contrôler l'éventuel déplacement hors plan ou flambement de l'éprouvette. Aucun flambement n'a été observé jusqu'à rupture et le déplacement hors plan a été contenu à moins de 0,1 mm par le double guidage du rail central (Figure II.40a). Le champ de déplacement fournit les composantes du tenseur des déformations dans le plan. Celles-ci sont reportées Figure II.40b-d pour une distorsion angulaire $\gamma_{xy} = 0,0125$ dans la partie homogène. On y retrouve les effets de bords, se traduisant par la diminution de la valeur de cisaillement au voisinage des bords libres, et les déformations de traction/compression à proximité des coins (Figure II.40d).

La diminution de la déformation de cisaillement plan affecte environ 20% de la longueur totale de l'éprouvette depuis les bords libres. On peut mieux l'estimer en traçant les composantes du tenseur des déformations le long de deux lignes traversant l'éprouvette

verticalement (Figure II.41). Ces résultats mettent en évidence l'importance de mesurer la déformation dans la partie centrale des zones sollicitées.

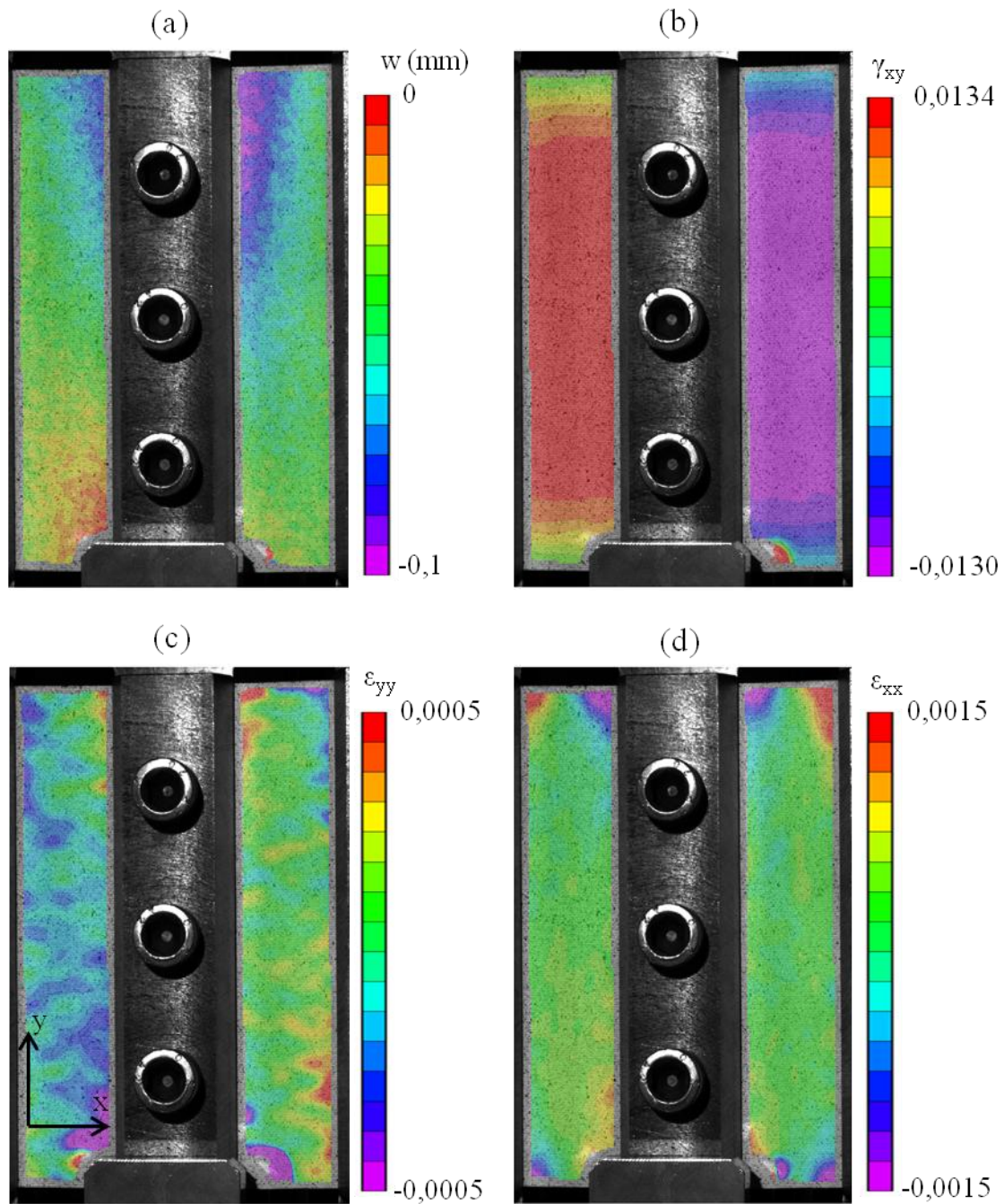


Figure II.40 – Résultats de stéréo-corrélation pour une éprouvette sous chargement quasi-statique à une déformation homogène de cisaillement $\gamma_{xy} = 0,0125$. (a) : déplacement hors plan de l'éprouvette, (b) (c) (d) : champs de déformations γ_{xy} , ε_{yy} et ε_{xx} respectivement.

Le second effet de bord, les concentrations de contraintes aux coins des zones sollicitées, induit une initiation de la rupture de l'éprouvette (voir Figure II.41b) comme indiqué par d'autres auteurs (par ex. [Lessard95]). Par conséquent, comme la rupture est localisée le long des mors pour des contraintes de traction/compression, cet essai ne fournit pas de valeur de résistance en cisaillement plan.

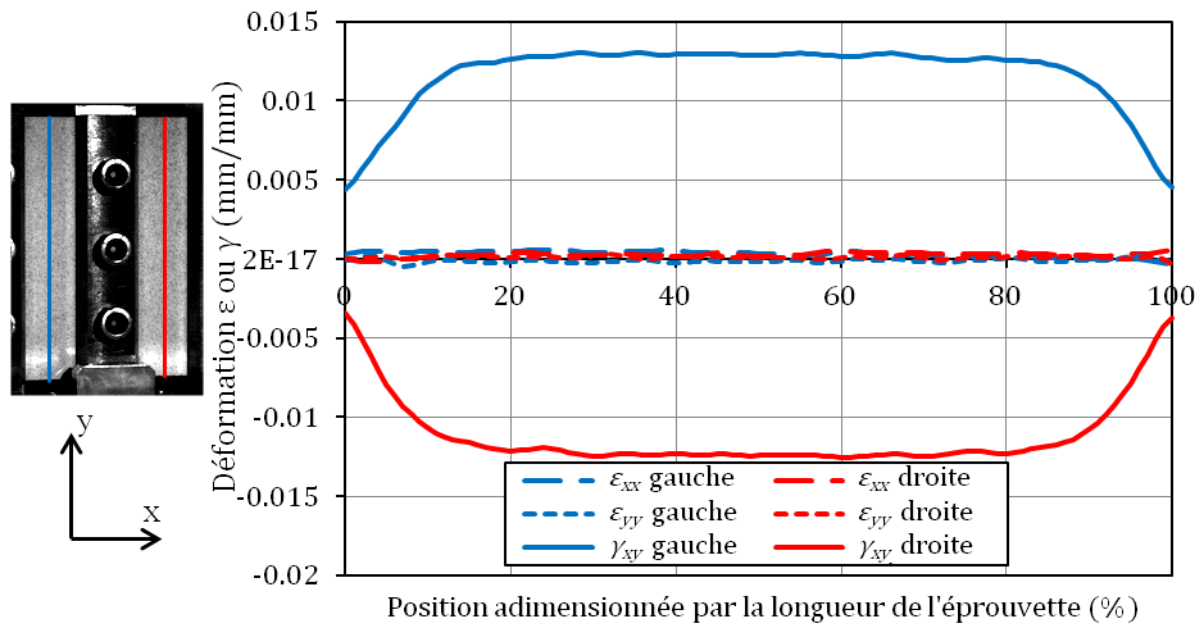


Figure II.41 – Déformations longitudinales, transversales et de cisaillement le long des lignes bleue et rouge pour une distorsion angulaire $\gamma = 0,0125$.

2.3.3.2. Comportement du matériau en cisaillement

Les essais sous chargement monotone à des fins de validation de montage expérimental ont également été exploités pour caractériser le matériau. La réponse contrainte de cisaillement/distorsion angulaire obtenue par ce montage est reportée Figure II.42a. Elle est comparée au comportement obtenu sur le même matériau pour un essai de traction sur drapage $[\pm 45]_2$. Les deux essais montrent un comportement typique d'un composite à matrice époxy en cisaillement dans le repère d'orthotropie, c'est-à-dire gouverné par le comportement de la résine. Ce comportement est d'abord linéaire jusqu'à une déformation de cisaillement d'environ 0,01 puis présente un pseudo-écrouissage progressif. Les déformations supportables par le matériau sont beaucoup plus élevées qu'en traction. La première rupture apparaît au-delà de 0,08 au niveau d'un coin d'une zone apparente de l'éprouvette, suivie de plusieurs autres initiations de rupture à d'autres extrémités des bords libres, jusqu'à obtenir le faciès de rupture Figure II.42b. Il ne s'agit pas de ruptures en cisaillement mais en traction ou compression dues aux effets de bord (voir Figure II.40d).

La courbe de traction sur drapage $[\pm 45]_2$ est légèrement différente, ce qui peut s'expliquer par la présence de traction dans les axes des renforts qui s'ajoute à l'état de cisaillement. La rigidification par réorientation des fibres est bien observée à partir de $\gamma=0,08$, ce qui ne permet pas la mesure d'une contrainte ou d'une déformation à rupture en cisaillement par cet essai non plus.

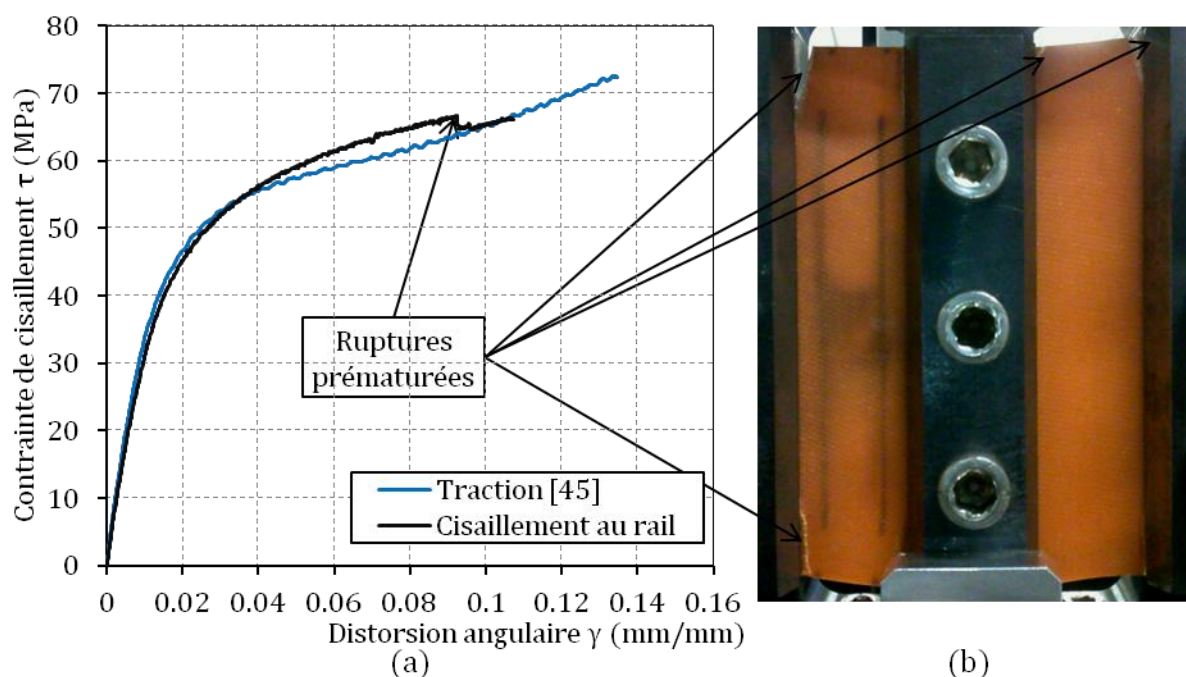


Figure II.42 - (a), résultats d'essai de cisaillement au rail et de traction à $\pm 45^\circ$ quasi-statique monotone. (b), pour l'essai de cisaillement au rail, la rupture est initiée dans les coins des zones sollicitées, sièges de contraintes de traction/compression parasites.

Les phénomènes habituellement rencontrés pour les résines polymères pures ou renforcées, incluent l'élasticité non-linéaire, la pseudo-plasticité, l'endommagement, la viscosité, les déformations permanentes, la recouvrance à contrainte nulle, et les boucles d'hystérésis ([Zrida09]). Ces propriétés sont observables en sollicitant des éprouvettes de façon cyclique pour des déformations maximales croissantes. Ainsi des essais ont été menés pour évaluer l'endommagement et la pseudo-plasticité : deux éprouvettes ont été chargées jusqu'à une déformation angulaire γ_i puis déchargées à contrainte nulle. Un temps de relaxation de 60s a été imposé pour estimer la recouvrance, puis une nouvelle charge a été imposée à la déformation γ_{i+1} , etc. La liste des γ_i est (3, 6, 9, 12, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 60, 70). 10^{-3} , la vitesse du vérin a été fixée à 0,02 mm/s, qui correspond dans notre cas à un taux de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1} . En s'appuyant sur les études de cisaillement sur composites à matrice époxyde de [Kaddour95] et [MohseniShakib09] on peut considérer que les effets visqueux sont largement atténués à cette vitesse de déformation et que l'hypothèse d'évolution quasi-statique est acceptable.

La réponse contrainte/déformation de cet essai est reportée Figure II.43a. Le comportement en cisaillement, gouverné par la résine est fortement non linéaire. Cette non-linéarité ainsi que les déformations anélastiques apparaissent à partir de la troisième charge pour $\gamma_i = 9.10^{-3}$. On peut également constater la recouvrance à contrainte nulle, visible pour des déformations résiduelles importantes. Les branches de décharge présentent un effet d'hystérésis significatif, attribué au frottement entre les macro-molécules du polymère. Ce comportement a déjà été observé sur des polymères en cisaillement ([Zrida09] [Blès02]).

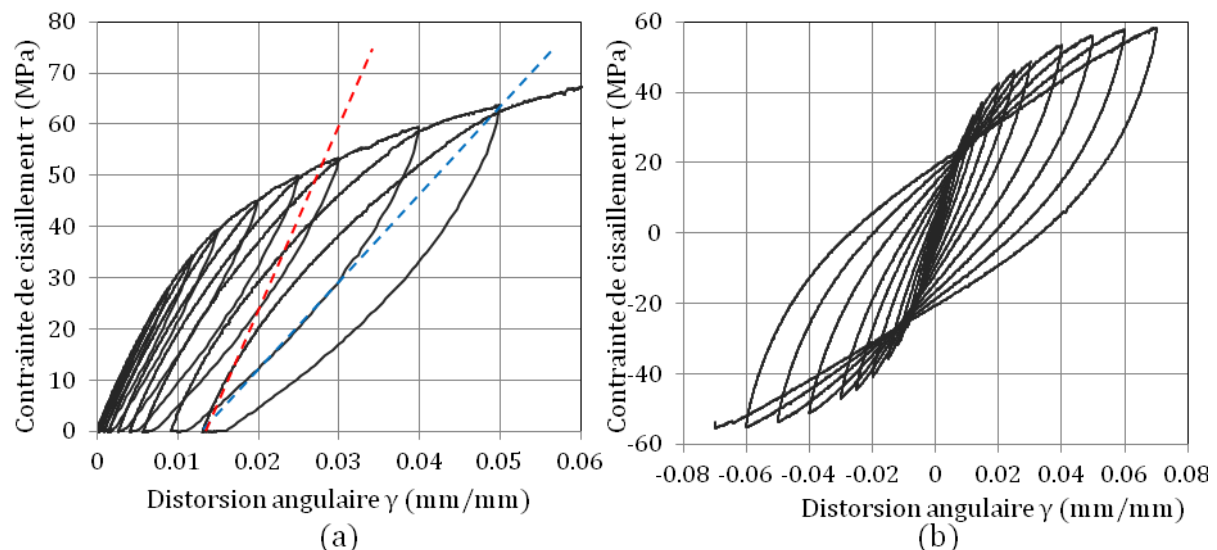


Figure II.43 – Réponse contrainte/déformation d'éprouvettes $[0/90]_4$ en cisaillement pour deux séquences de chargement différentes. Les droites en pointillés matérialisent les pentes correspondant aux modules tangent (en rouge) et sécant (en bleu) mesurés pour la dernière charge.

Une seconde séquence, constituée d'une charge jusqu'à la déformation γ_i suivie d'une décharge, et d'une charge jusqu'à une valeur de déformation opposée $-\gamma_i$ a été appliquée sur une éprouvette (Figure II.43b). Deux points particuliers ont été mis en évidence sur le graphe contrainte/déformation : les branches de charge vers les déformations croissantes sont concourantes au point $(0,0075 \text{ mm/mm} ; 22 \pm 1,5 \text{ MPa})$ et les branches de charge vers les déformations décroissantes se coupent au point $(-0,008 \text{ mm/mm} ; -24 \pm 1 \text{ MPa})$. Le comportement du polyamide PA66 étudié par [Blès02] présente la même propriété sans qu'une explication n'ait été avancée. Ces essais avaient surtout pour vocation d'identifier une loi de comportement du matériau en cisaillement en vue d'une implémentation dans un modèle numérique.

2.3.3.3. Endommagement et pseudo-plasticité

Le module de cisaillement dans le repère d'orthotropie noté G_0 a été identifié sur les premières charges de 3 essais à une valeur de 3820 MPa (Tableau II.3). Pour chaque boucle des essais présentés Figure II.43a, le module de cisaillement a été mesuré de deux manières :

- Module tangent à contrainte nulle $G_T(\gamma_i)$, défini comme la pente à l'origine de la branche contrainte/déformation de la charge qui suit γ_i (il s'agit donc de la charge jusqu'à γ_{i+1}). Sur la Figure II.43a, la droite rouge représente la pente de $G_T(0,05)$.
- Module sécant $G_S(\gamma_i)$, défini comme la pente du milieu de la boucle d'hystérésis $[\gamma_i; \gamma_{i+1}]$. Sur la Figure II.43a, la droite bleue représente la pente de $G_S(0,05)$.

De manière analogue au cas de traction, on définit une variable d'endommagement en cisaillement comme :

$$d_{12} = 1 - \frac{G}{G_0} \quad (\text{II.13})$$

où G peut prendre la valeur tangentielle ou sécante du module de cisaillement. En modélisation afin de reproduire le comportement de cisaillement de manière simplifiée, l'hystérésis sera négligé et les boucles seront modélisées par des droites dirigées par le module sécant [Payan04]. De plus, la mesure du module sécant est plus directe et plus robuste que celle du module tangent, elle est donc couramment adoptée pour quantifier l'endommagement ([Totry09]).

Tableau II.3 – Module de cisaillement G_0 obtenu expérimentalement.

Eprouvette	Module de cisaillement (MPa)
E1	3550
E2	4040
E3	3860
Moyenne	3820
Ecart type	248
Ecart type/moyenne	6%

La déformation résiduelle, ou déformation anélastique, est notée γ_p . Elle a été estimée comme l'intersection de la tangente à l'origine des différentes branches avec l'axe horizontal, c'est-à-dire après la relaxation de l'éprouvette à contrainte nulle. Les évolutions des déformations résiduelles γ_p et des modules G_T et G_S normalisés par rapport au module initial G_0 , sont tracées Figure II.44 pour deux éprouvettes différentes. En accord avec la représentation Figure II.43a, la décroissance est plus importante avec le critère de module sécant (jusqu'à 60%) qu'en module tangent (20%). Les résultats en module sécant sont également moins dispersés. La déformation anélastique γ_p s'approxime très bien par une évolution quadratique en fonction de la déformation totale.

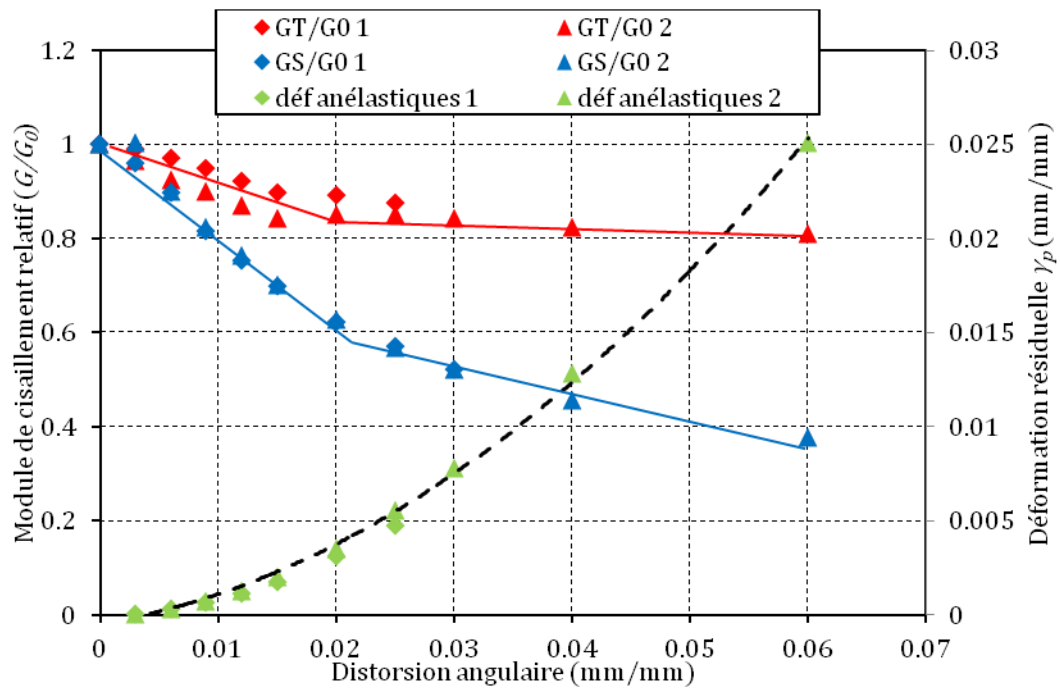


Figure II.44 – Evolution des grandeurs G_T , G_S , et γ_p en fonction de la déformation maximale de cisaillement appliquée pour deux éprouvettes « 1 » et « 2 ».

2.3.3.4. Comportement en fatigue

Quelques essais ont été menés en fatigue selon le même principe que ceux de traction décrits partie 2.2.4. L'évolution du module de cisaillement rapporté au module initial en fonction du nombre de cycles est apparue très dispersée, comme le montre la Figure II.45. Ces essais ont été réalisés sur 4 éprouvettes issues de deux lots A et B. Ils ont été menés à distorsion maximale imposée $\gamma_{max} = 0,012$, $R = \gamma_{min} / \gamma_{max} = 1/3$ et à une fréquence de 10Hz. A l'instar des essais de traction, des rampes quasi-statiques espacées de 1000 cycles ont permis d'enregistrer les évolutions de la rigidité des éprouvettes au cours du temps. Celles-ci se trouvent assez dispersées sans que les différences de mesure du module de cisaillement initial puissent expliquer les écarts importants entre les différentes courbes.

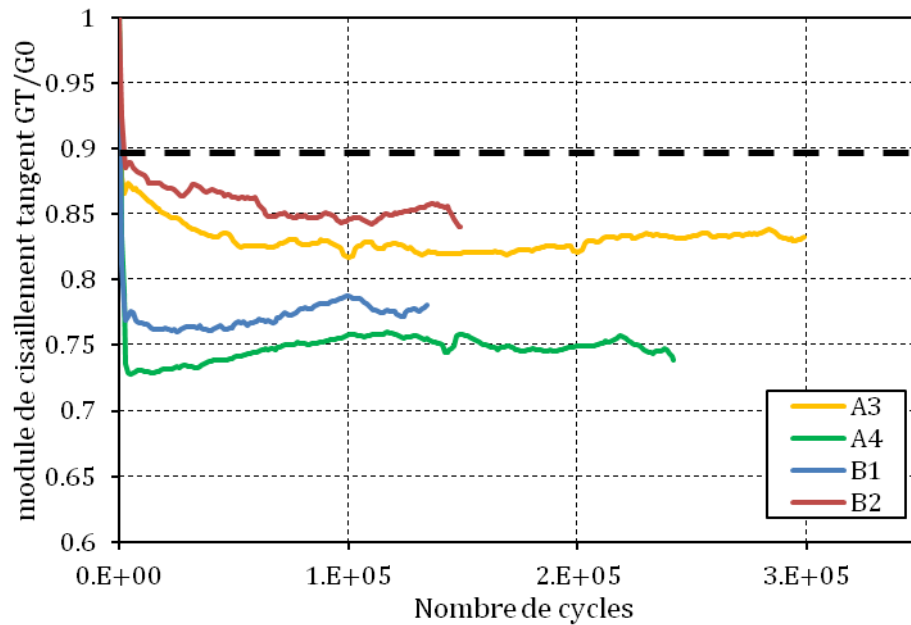


Figure II.45 – Evolution du module de cisaillement tangent en fonction du nombre de cycles pour une distorsion maximale $\gamma_{max}=0,012$. La ligne en tiret épais matérialise l'endommagement obtenu en sollicitation quasi-statique c'est-à-dire après 1 cycle.

Par ailleurs, les allures des courbes sont différentes d'un essai à l'autre. La tendance est soit une décroissance progressive (courbes A3 et B2) similaire aux courbes de fatigue en traction, soit au contraire une chute brutale, suivie d'une augmentation progressive de la rigidité sur environ 10^5 cycles (A4 et B1). Ces essais n'ont pas été poursuivis jusqu'à rupture, car comme sous sollicitation monotone, les concentrations de contraintes au bord des mors ne permettent pas d'obtenir une rupture en fatigue de cisaillement.

2.3.3.5. Endommagement microscopique

Des échantillons ont été prélevés sur une éprouvette sollicitée en fatigue pour observer les modes d'endommagement en cisaillement et les comparer au cas de traction. Cette éprouvette a subi des cycles de fatigue à déformation imposée maximale $\gamma_{max} = 0,024$ (2000 cycles), suivi de 2000 cycles à $\gamma_{max} = 0,036$ (Figure II.46) avec un rapport $R = 0$. En fin d'essai, l'éprouvette présente une raideur fortement diminuée. Une déformation anélastique de 0,02 est atteinte au cours des derniers cycles. Par rapport au cas quasi-statique, la vitesse de sollicitation est plus importante (fréquence de 5Hz), ce qui a pour effet d'élargir les boucles d'hystérésis par rapport au comportement quasi-statique.

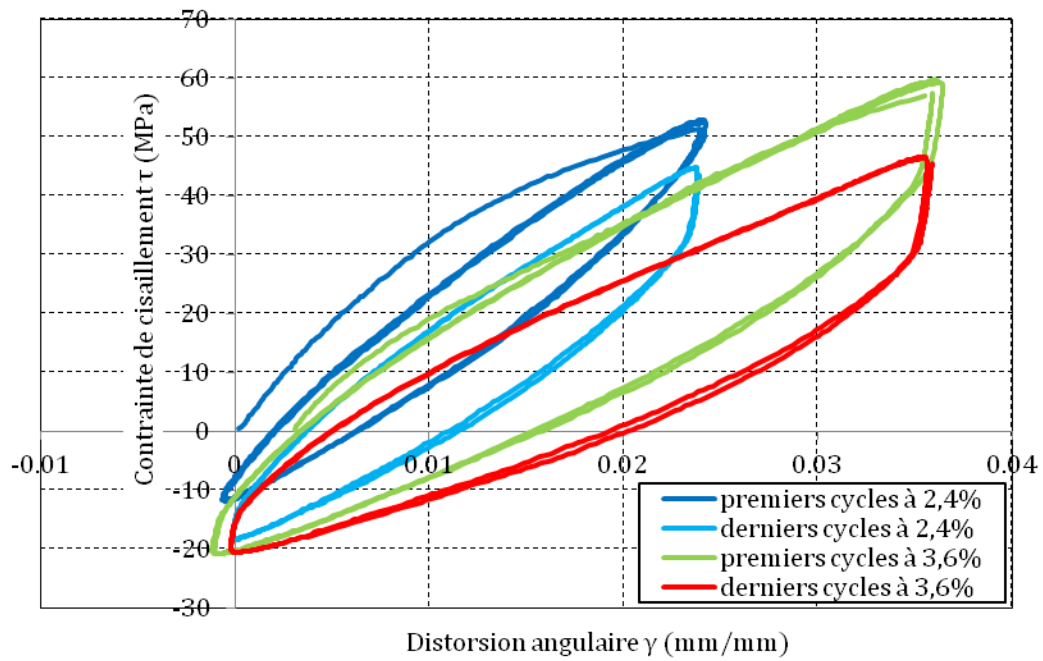


Figure II.46 – Visualisation de quelques cycles de fatigue à déformation imposée sur une éprouvette avant sa visualisation au MEB.

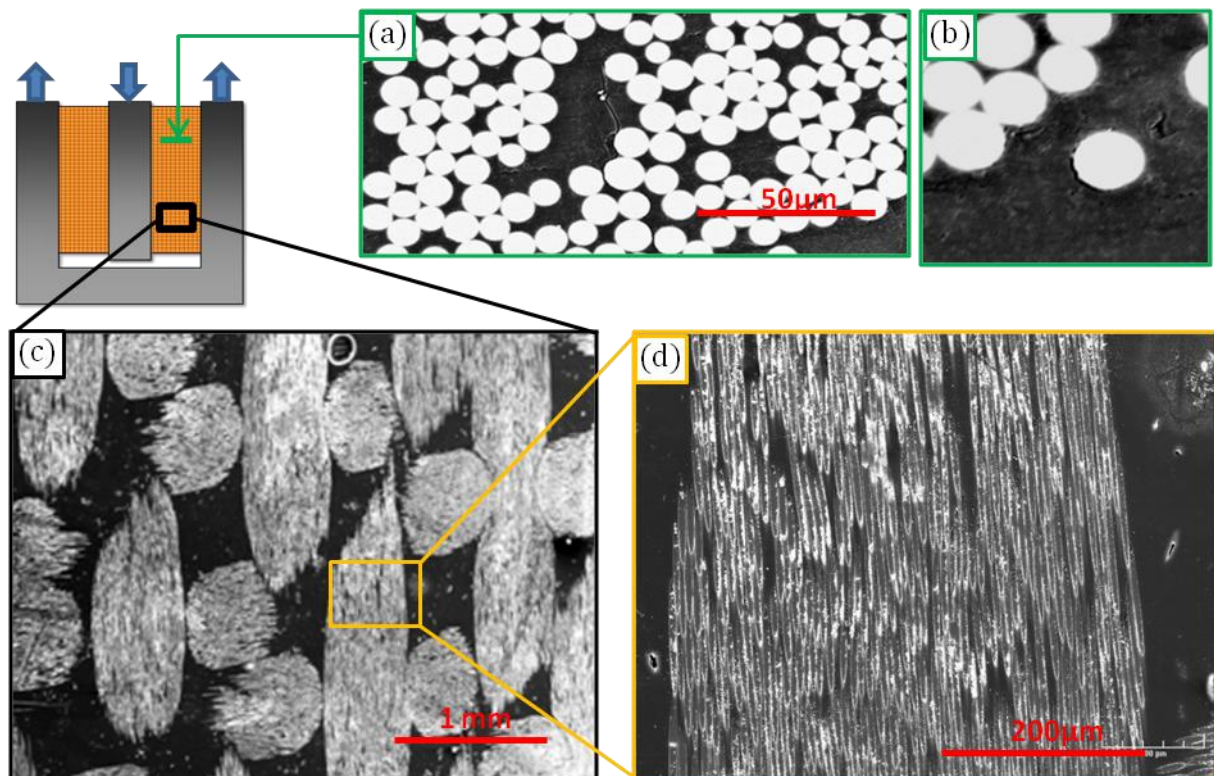


Figure II.47 – Clichés MEB d'une éprouvette de cisaillement après $2 \cdot 10^3$ cycles à une distorsion maximale de 0,024 puis $2 \cdot 10^3$ cycles à une distorsion maximale de 0,036.

Après cet essai, l'éprouvette a été démontée et découpée pour observation au MEB (voir procédé en 2.2.3.2). Une coupe dans le plan des mèches et une coupe « profil », perpendiculaire à la direction chaîne ont été observées (Figure II.47).

Malgré la déformation imposée importante, les déformations anélastiques atteintes et la diminution importante de rigidité, le matériau ne présente pas ou très peu d'endommagement apparent à cette échelle. La fissuration matricielle, généralement bien révélée par MEB n'apparaît pas sur les vues de la coupe dans le plan des mèches (Figure II.47c-d). Sur la coupe « profil », normale au plan des mèches, on aperçoit de la fissuration matricielle (Figure II.47a), mais confinée, et qui ne traverse généralement pas l'épaisseur de la mèche. Des décollements fibre/matrice isolés sont également observés (Figure II.47b). Compte tenu de la déformation importante, ces quelques fissures isolées semblent insuffisantes pour justifier l'altération du comportement macroscopique, la diminution de rigidité, et les déformations anélastiques de cisaillement. Ces observations contrastent avec le comportement en traction où la microfissuration apparaît pour des déformations bien inférieures (cf Figure II.19).

D'autant qu'en raisonnant sur un volume élémentaire de résine dont le comportement est isotrope, la déformation de cisaillement dans un repère (x,y) s'interprète comme un état de traction/compression combiné de même valeur dans un repère (x^*,y^*) tourné de 45° (Figure II.48) :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} 0 & \gamma_{xy} \\ \gamma_{xy} & 0 \end{pmatrix}_{(x,y)} = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} \gamma_{xy} & 0 \\ 0 & -\gamma_{xy} \end{pmatrix}_{(x^*,y^*)} \quad (\text{II.14})$$

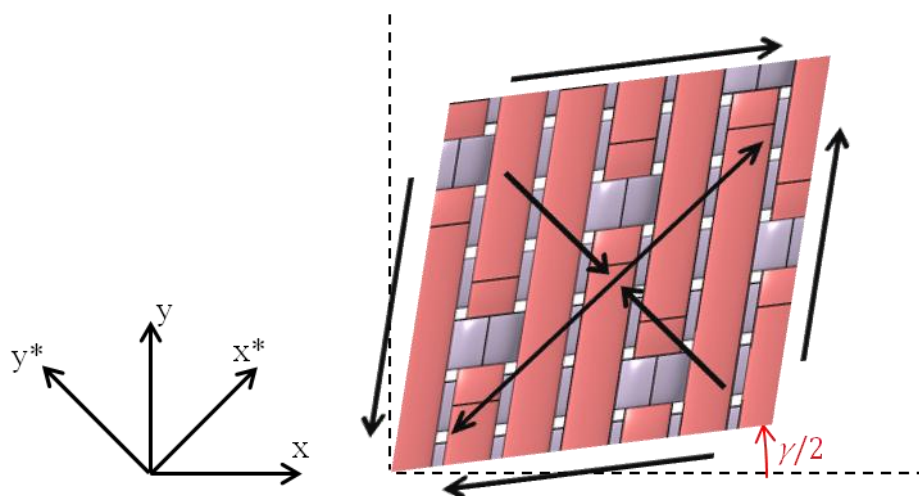


Figure II.48 – Schématisation du cisaillement d'un échantillon de tissu dans le repère (x,y) se traduisant en traction/compression dans un repère tourné de 45° .

Sous l'hypothèse (très forte) de déformation homogène, la résine résiste donc à des déformations répétées de traction/compression de 18.10^{-3} sans fissurer, alors qu'en traction homogène elle se fissure à partir d'une déformation homogène de $6 \text{ à } 8.10^{-3}$.

Deux pistes peuvent être envisagées pour expliquer cette différence :

- Les concentrations de contraintes locales qui provoquent la fissuration matricielle sont possiblement plus faibles en cisaillement qu'en traction. Elles peuvent être causées par la répartition locale des fibres et de la matrice, et la différence entre les propriétés élastiques de chacun des constituants, ou par des contraintes résiduelles de polymérisation. En cisaillement, il est possible que ces paramètres aient une influence différente occasionnant des concentrations

de contraintes modérées. Un calcul par éléments finis à l'échelle microscopique estimant les champs de contraintes dans la résine pourrait confirmer ou infirmer cette hypothèse.

- La rupture de la résine est influencée par la partie hydrostatique du tenseur des contraintes. [Fiedler01] a réalisé des essais de traction, compression et torsion (cisaillement) sur des éprouvettes de résine époxy pure. La déformation à rupture atteint 5% en traction (Figure II.49a) avec une dispersion suivant l'épaisseur des éprouvettes. En torsion, une éprouvette a rompu à 30% de déformation, et les deux autres ont atteint 50% sans rompre (Figure II.49b). Au-delà de 71MPa, la résine présente un comportement pseudo-plastique parfait. L'auteur adopte finalement un critère de rupture parabolique dans l'espace des contraintes, qui prend en compte la pression hydrostatique. On retiendra surtout que la rupture de la résine, et donc la propension du composite à se fissurer dépend fortement de l'état de triaxialité des contraintes.

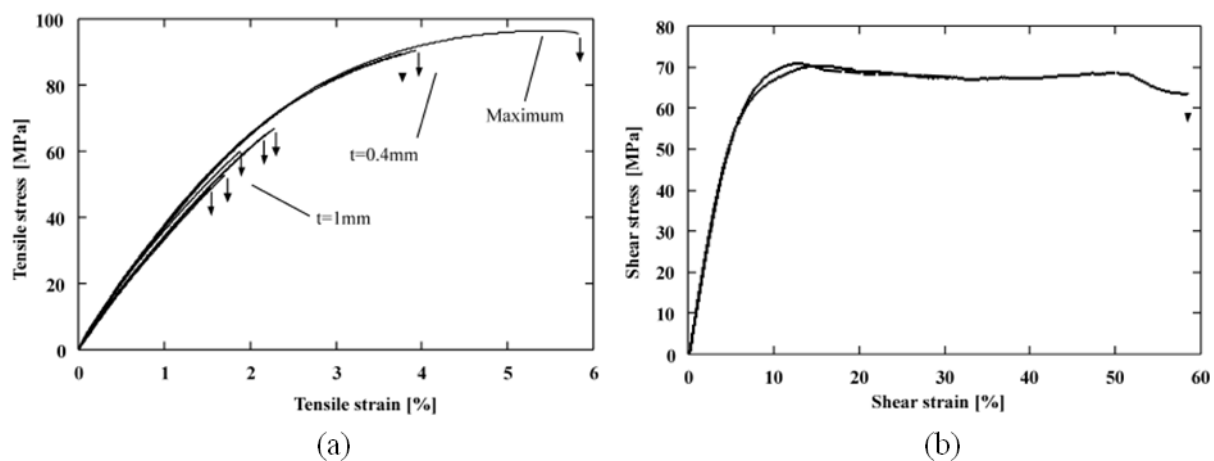


Figure II.49 – Courbe contrainte/déformation d'un échantillon de résine époxy en traction (a) et en cisaillement (b) [Fiedler01].

La perte de rigidité de cisaillement peut se traduire à l'échelle microscopique par le phénomène de craquelure (ou *micro-crazing* en anglais). Il s'agit d'un mode de ruine typique des polymères, qui dérive du développement d'une cavitation par l'apparition de porosités d'environ 10 nm de diamètre qui se propagent jusqu'à former une craquelure. Celle-ci consiste alors en deux plans reliés par un nombre important de ligaments très fins qui se comportent comme des micro-strictions stables [Lemaignan03]. Si l'endommagement se produit à une telle échelle, il est possible qu'il n'ait pas été détecté par la méthode d'observation employée.

2.3.3.6. Etude de l'endommagement par thermographie infrarouge

Un essai de cisaillement quasi-statique a été filmé par caméra infrarouge selon les conditions décrites en 2.2.3.3. Le chargement appliqué était monotone à vitesse de déplacement constante sur une durée de 78 secondes. Les résultats ont été reportés en variation de température ΔT par rapport au champ de température initial, en différents instants (Figure II.50a-c). La moyenne de ΔT sur le rectangle délimité Figure II.50a est reportée Figure II.50d. Elle est initialement stable pendant la phase de comportement élastique du matériau, puis la température s'accroît linéairement en fonction du temps, à partir du seuil de

pseudo-écrouissage. Ce dernier dissipe de l'énergie sous forme de chaleur. L'augmentation de température est homogène malgré des effets de bords à proximité des rails. On ne détecte pas d'éruptions localisées de température, perceptibles en traction, et ce même en appliquant des échelles de température plus sensibles à ces images. La rupture de l'éprouvette s'initie aux alentours de 70 s, en dehors de la zone de visualisation. La température n'est pas affectée par cette rupture. Elle commence à décroître une fois que l'essai est interrompu.

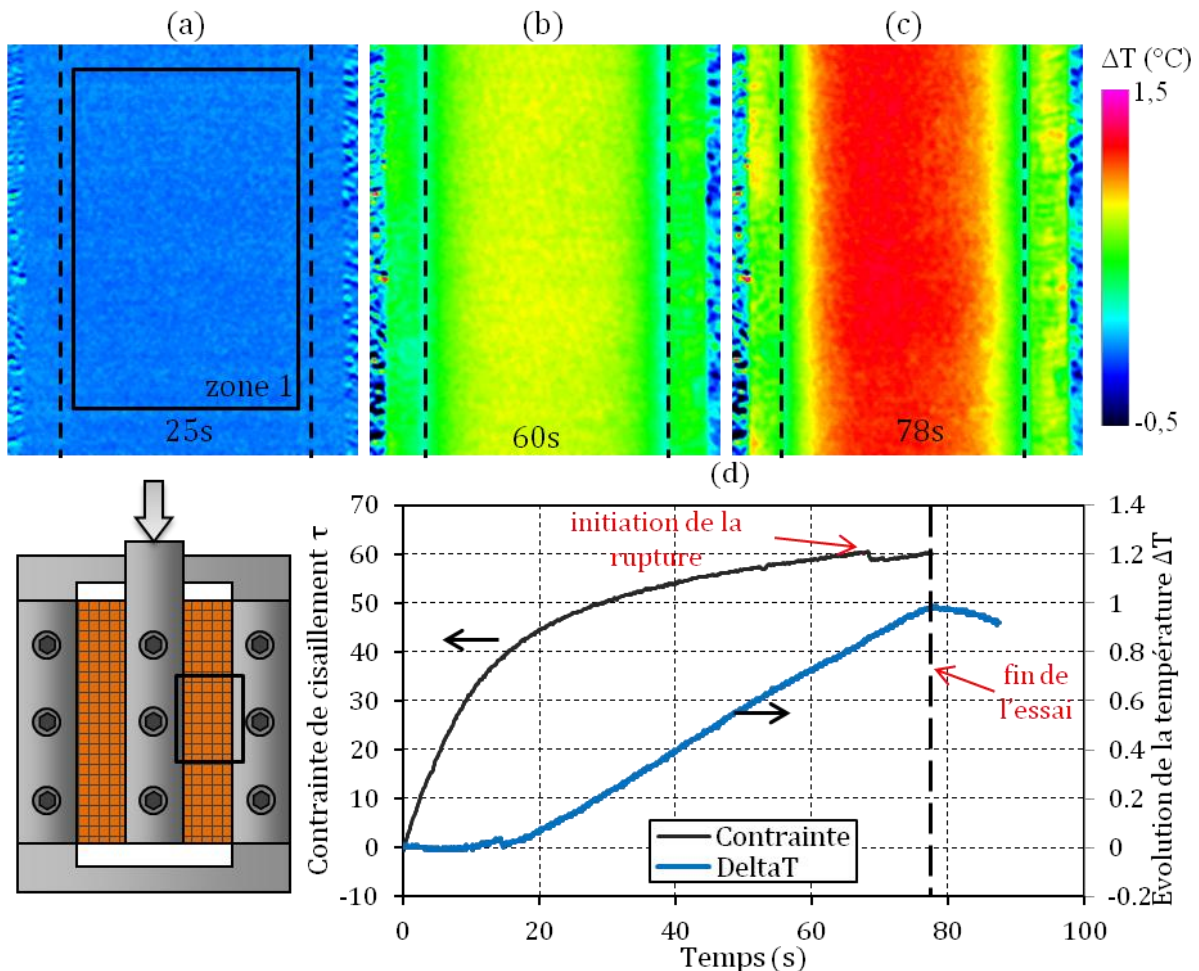


Figure II.50 - (a)-(c), vue de l'évolution de la température par rapport à la température initiale, ΔT à différents instants. (d), évolution temporelle de ΔT moyennée sur la zone définie par un rectangle en (a) comparée à l'évolution de la contrainte en fonction du temps.

2.3.4. Discussion

Dans le cadre d'une étude de propagation de coupure pour différentes sollicitations planes, l'étude du comportement du stratifié en cisaillement s'est révélée une problématique plus délicate que la traction. Elle a conduit au développement d'un essai de cisaillement au rail innovant, capable d'appliquer des chargements réversibles, et pilotable en déformation grâce à l'adaptation d'un extensomètre à la mesure du cisaillement. L'utilisation du montage pour des essais de propagation de coupure est exposée dans la partie suivante.

L'étude du comportement en cisaillement du matériau classiquement gouverné par la matrice, et les différents aspects de son comportement (pseudo-plasticité, hystérésis, viscosité),

ont été observés qualitativement. L'écrouissage, l'endommagement de cisaillement et les déformations anélastiques ont été quantifiés. Contrairement à la sollicitation de traction, le cisaillement ne provoque pas de fissuration matricielle en quasi-statique, ou en fatigue même pour des déformations importantes. Qu'il s'agisse de concentrations de contrainte différentes à l'interface entre fibres et matrice ou de la résistance de la matrice qui dépend de la partie hydrostatique du tenseur des contraintes, l'endommagement est fondamentalement différent du cas de traction homogène.

2.4. Essais de couplage d'endommagement

2.4.1. Principe

Au cours de la propagation d'une coupure sous un chargement cyclique, l'état de contrainte et de déformation à l'échelle microscopique évolue avec le nombre de cycles. Du fait de la progression de l'endommagement, de l'apparition de fissuration, de décollement ou de pseudo-plasticité, certaines zones vont se charger, d'autres se relaxer. De plus, l'avancée de la coupure elle-même implique en un point donné des changements importants dans la nature de la sollicitation et dans son amplitude.

Cela soulève la question du comportement du matériau sous chargement variable, et du couplage entre différents types d'endommagement. Cette notion intervient également lorsque l'on aborde la modélisation du comportement du matériau, et que l'on cherche une manière appropriée de le dégrader. Dans ce contexte, cette partie rapporte une campagne d'essais de « couplage ». Le principe est d'évaluer l'effet que peut avoir une sollicitation mécanique cyclique (i) sur la réponse à une autre sollicitation (ii), quasi-statique ou de fatigue, appliquée *après* la sollicitation (i). Il s'agit de mettre en évidence l'interaction ou non entre les différents cas d'endommagement, ou d'altération du comportement du matériau. Par altération nous entendrons soit l'affaiblissement du module d'Young dans une des directions de renforts, sous une sollicitation de traction (qui se traduit microscopiquement par de multiples fissures matricielles orientées perpendiculairement à la direction de sollicitation), soit l'altération du comportement en cisaillement, prenant la forme de diminution du module de cisaillement, de pseudo-plasticité ou d'apparition de déformations anélastiques.

2.4.1.1. Aperçu des études sous chargement cyclique variable

Les sollicitations à chargement variable sont généralement traitées dans le but de déterminer des lois de comportement et des critères de rupture nécessaires à l'optimisation du design de structures soumises à des chargements variables (comme le sont les pales d'hélicoptères). Parmi les études expérimentales recensées, on peut distinguer deux catégories d'essais :

- Le type et l'orientation de chargement est constant et l'amplitude variable (fatigue à amplitude variable).

- Le type de chargement est variable au cours d'un cycle, il s'agit alors de fatigue multiaxiale non proportionnelle (la fatigue multiaxiale proportionnelle ([Quaresimin10]), ne rentrant pas dans la catégorie des chargements variables).

La première catégorie d'essais a pour but de formuler des lois calculant la durée de vie d'un stratifié, ou d'évaluer l'influence de l'ordre dans lequel le chargement est appliqué. Le critère le plus couramment utilisé, en raison de sa simplicité, est la loi de Miner. Elle introduit une variable d'endommagement sur la durée de vie appelée *fraction de vie* (de Miner), notée D_m .

$$D_m = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (\text{II.15})$$

où n_i est le nombre de cycles effectués au chargement S_i pour lequel la durée de vie est N_i . Ce critère prévoit la rupture lorsque D_m atteint 1.

Pour les composites cette loi est reconnue inappropriée ([Kawada05]). [Post08] indique même qu'elle peut être non conservative. Une de ses limitations concerne la non prise en compte de l'effet de séquence de chargement, c'est-à-dire qu'un bloc B_1 de N_1 cycles à une sollicitation S_1 , suivi d'un bloc B_2 de N_2 cycles à une sollicitation $S_2 > S_1$ est équivalent à la séquence « B_2 suivie de B_1 ». Pour les composites cette équivalence n'est en général pas vérifiée.

Ainsi [VanPaepegem02a] a montré qu'un chargement cyclique d'amplitude élevée suivi d'un chargement à amplitude modérée était plus pénalisant pour le tissu verre/époxy de son étude, même si dans le même temps il rappelle après une revue bibliographique étoffée que les auteurs sont très partagés sur cette question. [Post08] rapporte de nombreux critères de fatigue à amplitude variable et note également que cette question est toujours ouverte pour les composites.

La seconde catégorie d'essais est bien représentée pour les matériaux métalliques (notamment [Calloch97]) mais a très peu été étudiée sur composites. Dans une large revue bibliographique d'essais et de modèles de fatigue multiaxiale sur composites, [Quaresimin10] cite le déphasage entre deux directions de chargement comme un paramètre important de la tenue en fatigue, mais ne donne que très peu de résultats. On peut également citer l'étude de [DeMonte10] sur tubes en fibres courtes verre/polyamide qui semble montrer une influence faible du déphasage entre les sollicitations de traction et de torsion. Il s'avère que le cas le plus pénalisant, c'est-à-dire le plus conservatif en fatigue multiaxiale est celui d'un déphasage nul, *ie* la fatigue multiaxiale proportionnelle.

Les essais présentés ici appartiennent à une troisième catégorie, très rarement étudiée, celle du couplage entre 2 endommagements consécutifs obtenus par deux types de sollicitations différentes. La seule étude recensée qui traite d'essais successifs est celle de [Yaniv89], bien que l'approche soit différente. Il a développé une méthode de mesure de l'endommagement en fatigue de traction par un essai de cisaillement. En remarquant que le module de cisaillement est sensible à la fissuration transverse et longitudinale, il propose d'estimer l'endommagement longitudinal de ses éprouvettes de traction, d_1 , à partir d'une mesure du module de cisaillement. Pour cela il soumet des éprouvettes à de la fatigue de traction, puis les adapte sur un montage de

cisaillement au rail, pour en mesurer le module de cisaillement. La démarche n'est pas de quantifier l'effet d'un endommagement de traction sur un comportement en cisaillement mais de se servir de la sensibilité de la raideur en cisaillement à la fissuration pour caractériser l'endommagement de traction.

2.4.1.2. Description des essais successifs

Par commodité d'écriture, on notera $(i - ii)$ le couplage, ou l'influence de la sollicitation de fatigue (i) sur le comportement sous la sollicitation (ii) (quasi-statique ou fatigue). (i) et (ii) étant l'une des trois sollicitations planes suivantes : ε_j ($j=1$ ou 2), traction dans la direction j des renforts, ou γ_{12} , cisaillement plan.

L'étude de l'effet de la fatigue de traction dans une direction (ε_1) sur le comportement en traction dans l'autre direction (ε_2), puis sur le cisaillement (γ_{12}) est d'abord présentée. Enfin le couplage ($\gamma_{12} - \varepsilon_1$) est évalué. Le couplage ($\gamma_{12} - \varepsilon_2$) est équivalent à ($\gamma_{12} - \varepsilon_1$) si l'on ne tient pas compte de la distinction chaîne/trame. Le Tableau II.4 résume cette démarche.

Tableau II.4 - Synthèse des types de couplage étudiés. La sollicitation (i) est systématiquement cyclique (fatigue). Le type de sollicitation indiqué dans les cellules est celui de la sollicitation (ii) .

$(i) \backslash (ii)$	fatigue ε_1	fatigue γ_{12}
ε_1		statique
ε_2	statique et fatigue	
γ_{12}	statique	

2.4.2. Couplage traction-traction

2.4.2.1. Essais de fatigue en traction sens 1

Le couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) a nécessité des éprouvettes permettant de solliciter le matériau dans les deux directions de fibres. Une grande largeur d'éprouvette a donc été nécessaire (géométrie Figure II.51). La longueur de l'éprouvette a été choisie pour garantir l'homogénéité du champ de déformation dans la zone courante. Le rapport longueur/largeur de la partie utile a été conservé à 5 par rapport aux essais de la partie 2.2.

Quatre éprouvettes $[0/90]_4$ ont été réalisées, et éprouvées en fatigue à déformation imposée sur une machine de traction/compression hydraulique SCHENCK, équipée d'une cellule d'effort de 450kN et d'un extensomètre. Ces essais ont pour but de générer un état d'endommagement le plus important possible, suivant la direction 1, pour ensuite en mesurer les répercussions sur d'autres sollicitations. Pour ce faire, plusieurs stratégies ont été adoptées.

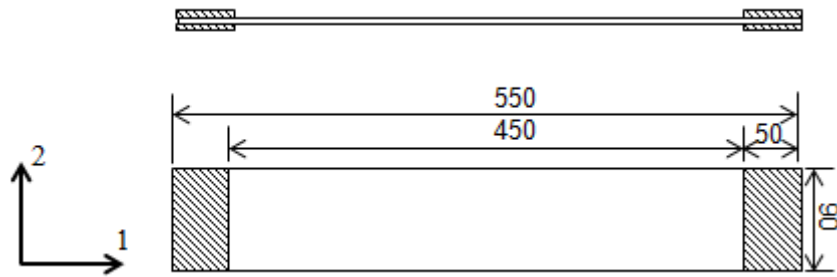


Figure II.51 – Géométrie de l'éprouvette de traction utilisée pour l'étude des couplages traction-traction, et traction-cisaillement.

Les deux premières éprouvettes, E1 et E2, ont été pilotées à $\epsilon_{max} = 6.10^{-3}$, jusqu'à une rupture prématurée par rapport aux résultats à ce niveau de déformation sur éprouvettes standards (Figure II.22b). L'évolution du module d'Young pour les 4 essais est reportée Figure II.52. Pour les deux premiers essais (E1 et E2), le module diminue rapidement, sans atteindre la deuxième phase où la progression est plus lente. La fissuration matricielle n'a donc pas eu le temps de se développer suffisamment, avant que les fibres ne rompent en fatigue. Cette rupture finale de l'éprouvette est apparue prématurément à un endommagement limité à 13% seulement contre environ 20% pour les éprouvettes de taille standard au même chargement.

Pour le troisième essai, E3, un chargement à 4.10^{-3} a été appliqué sur 5.10^5 cycles puis augmenté à 5.10^{-3} . L'éprouvette a finalement rompu sans atteindre un endommagement supérieur à 7%. Le chargement faible s'est révélé peu endommageant pour la résine mais très pénalisant pour les fibres puisque le nombre de cycles effectués à 5.10^{-3} est très faible. On note la rupture de pente importante qui apparaît dans l'évolution du module d'Young, pour une augmentation de la déformation de seulement 1.10^{-3} . Il semble qu'un seuil d'endommagement en fatigue soit ici mis en évidence.

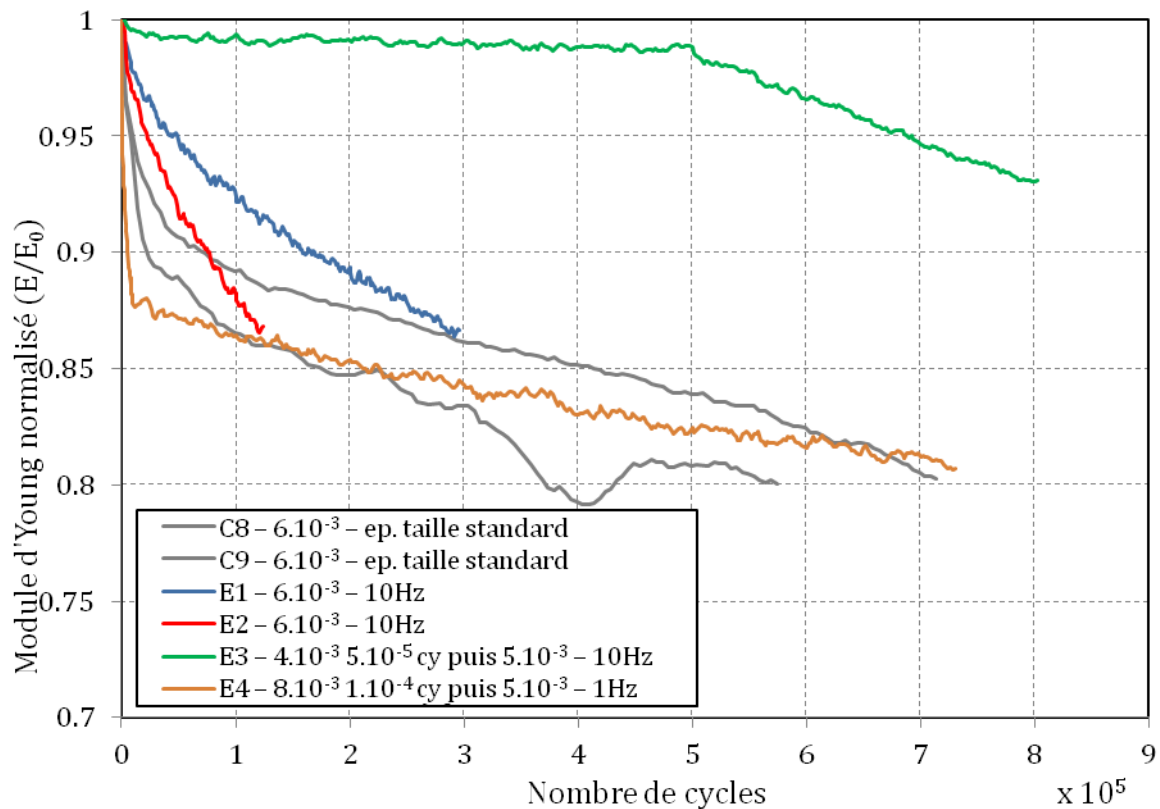


Figure II.52 – Evolution du module d'Young en fatigue pour les éprouvettes de grande taille E1 à E4, et leur comparaison avec des éprouvettes de drapage équivalent de taille standard.

Lors du dernier essai E4, la stratégie a consisté à initier un endommagement rapidement à 8.10^{-3} de manière à ouvrir des microfissures dans la matrice et éventuellement relaxer les contraintes dans les fibres (fatigue à déformation imposée). Dans un second temps, la déformation a été ramenée à une valeur plus faible (5.10^{-3}) de manière à laisser l'endommagement se développer lentement. La fréquence d'essai a été ramenée de 10 à 1Hz. Celle-ci ne devrait pas avoir d'effet sur la fatigue des fibres [Curtis89], mais devrait solliciter davantage la résine, et favoriser sa fissuration et donc l'endommagement. Cette approche s'est révélée la plus efficace puisque la dernière éprouvette a rompu avec un endommagement longitudinal de 19%.

En termes de durée de vie, ces éprouvettes de grandes tailles se sont révélées peu durantes. Nous ne disposons pas de point de comparaison pour les éprouvettes E3 et E4 mais les éprouvettes E1 et E2 ont été réalisées dans les mêmes conditions que C8 et C9. La différence peut s'expliquer par l'utilisation d'une machine différente dont les mors exercent une pression sur une partie seulement des talons. Cela se traduit par une surcontrainte néfaste pour le matériau. D'autre part les dimensions des talons sont différentes ce qui a pu accentuer les concentrations de contraintes.

Cela met également en lumière un effet d'échelle, que l'on peut appréhender par la théorie statistique de Weibull sur la distribution des défauts et la probabilité de défaut d'autant plus importante que la pièce est étendue.

Enfin, la flexion parasite selon l'axe 3 (normal à l'éprouvette), qui peut apparaître au moment du serrage des mors génère des déformations axiales supplémentaires proportionnelles à la largeur de l'éprouvette. En éprouvette large, elles pourraient être suffisantes pour que la déformation au bord de l'éprouvette soit supérieure au seuil d'endommagement d'un côté, qui s'endommage alors rapidement, tandis que l'autre soit en deçà et s'endommage peu. De plus, l'endommagement est calculé à partir de la contrainte moyennée sur la section, et de la déformation prélevée par l'extensomètre au centre de l'éprouvette qui ne doit pas être impactée par la flexion. L'endommagement mesuré doit donc correspondre à la moyenne des endommagements sur la section de l'éprouvette entre les couteaux de l'extensomètre. Cela pourrait expliquer, dans le cas d'une composante de flexion significative que les pentes d'endommagement des éprouvettes E1 et E2 soient plus faibles que C8 et C9. Cette flexion expliquerait également que la rupture finale, pilotée par la déformation maximale dans l'éprouvette apparaisse plus tôt.

Toutefois, ces résultats sont à relativiser, car les essais réalisés n'ont pas été reproduits. Néanmoins l'objectif de cette campagne, à savoir endommager notablement le matériau afin d'étudier son influence sur une autre sollicitation a été atteint pour l'éprouvette E4.

Suite à ces essais, les éprouvettes E2 et E4, ainsi qu'une éprouvette saine E5, ont été découpées à la scie à disque diamantée (voir Figure II.53) en éprouvettes secondaires de traction dans le sens 2 et de cisaillement. Des talons ont été collés sur les éprouvettes de traction sens 2 (couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$)) (voir Figure II.54a), et les éprouvettes de couplage ($\varepsilon_1 - \gamma_{12}$) ont été percées (Figure II.54b).

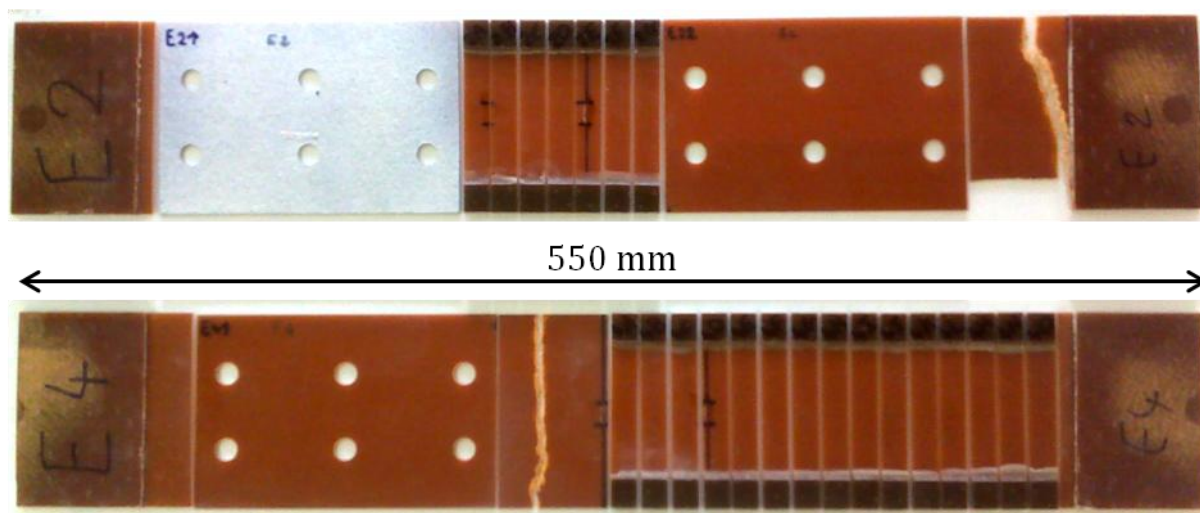


Figure II.53 – Faciès de rupture et découpage de 2 éprouvettes de traction de grande taille.

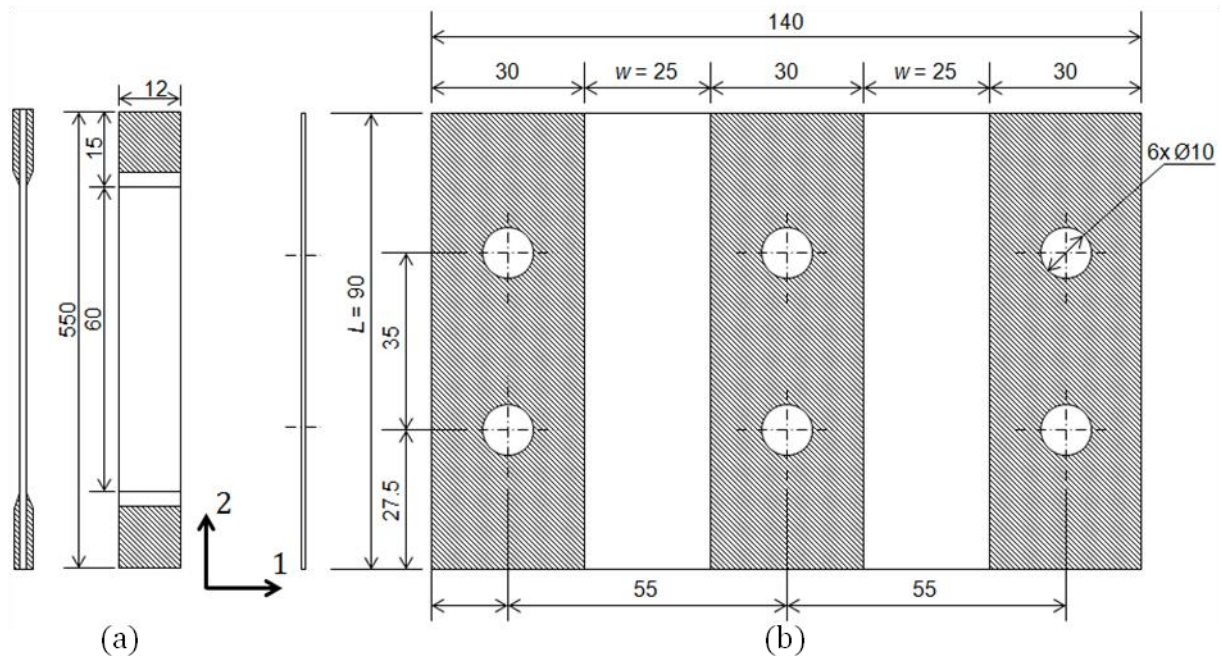


Figure II.54 – Géométrie des éprouvettes de couplage $(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)$ (a) et $(\varepsilon_1 - \gamma_{12})$ (b).

2.4.2.2. Couplage $(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)$ quasi-statique

Sur les éprouvettes de couplage $(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)$ (Figure II.54a), des essais de traction quasi-statique ont été réalisés sur 3 éprouvettes saines et 3 éprouvettes issues de l'éprouvette E4. Des charges/décharges successives ont été appliquées pour mesurer l'évolution du module d'Young tangent en fonction de la déformation maximale appliquée ε_i . Quand la déformation ε_i est atteinte, on décharge jusqu'à effort nul, et une nouvelle rampe est appliquée sur laquelle on mesure le module tangent sur la plage de déformation $[1.10^{-3}; 3.10^{-3}]$ (en accord avec la norme [ASTMD3039]). L'endommagement $d_2(\varepsilon_i)$ en fonction de la déformation ε_i est alors défini comme :

$$d_2(\varepsilon_i) = 1 - \frac{E(\varepsilon_i)}{E_2^0} \quad (\text{II.16})$$

où E_2^0 est le module initial mesuré dans la direction 2.

Les résultats sont reportés Tableau II.5, et l'évolution de l'endommagement en Figure II.55. On constate que l'endommagement dans la direction 1 a peu d'impact sur les caractéristiques dans la direction 2, aussi bien sur la rigidité initiale (E_2^0), que sur la résistance (σ_{max}), et l'évolution de l'endommagement. Les différences obtenues restent inférieures à la dispersion d'essai. Les courbes de traction cyclée ne présentent pas non plus de différence significative (Figure II.55a), et l'évolution de l'endommagement est similaire (Figure II.55b) entre éprouvettes saines et endommagées dans la direction 1.

Tableau II.5 – résultats d'essais de couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) quasi-statiques.

Eprouvette	endommagement initial d_1 (%)	Module d'Young initial E_2^0 (MPa)	σ_{\max} (MPa)	ε_{\max} (%)
E5-1	0	21100	363	2,46
E5-2	0	19900	340	2,30
E5-3	0	19700	355	2,40
Moyenne $d_1 = 0$	0	20200	353	2,39
E4-1	19	20700	335	2,27
E4-2	19	20400	346	2,40
E4-3	19	20300	343	2,33
Moyenne $d_1=19\%$	19	20500	341	2,33

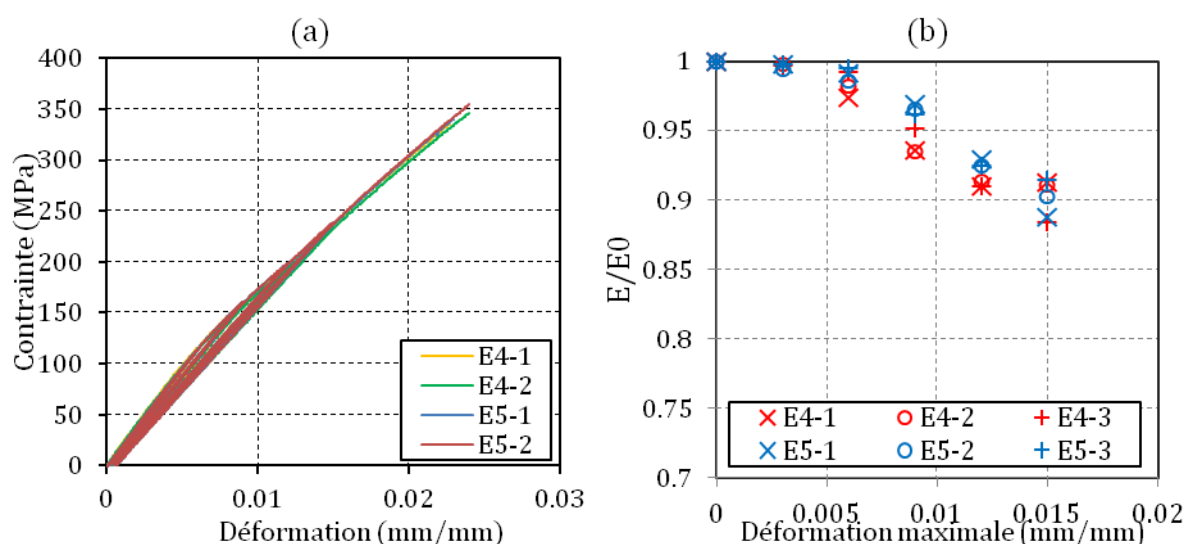


Figure II.55 – (a), comportement contrainte/déformation pour 2 éprouvettes saines et 2 éprouvettes préalablement endommagées dans la direction 1 à hauteur de 19%. (b), évolution du module d'Young tangent rapporté au module d'Young initial, en fonction de la déformation maximale atteinte pour les 6 essais réalisés.

2.4.2.3. Couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) fatigue

L'influence d'un endommagement préalable d_1 sur l'évolution de l'endommagement d_2 en fatigue a également été étudiée. Des éprouvettes similaires aux éprouvettes de traction quasi-statique ont été soumises à un chargement en fatigue, et la mesure du module d'Young tangent mesuré à intervalles réguliers.

Comme pour l'endommagement quasi-statique on ne constate pas de différences notables entre les éprouvettes saines et endommagées dans la direction 1. Compte tenu de la dispersion habituellement observée tant sur les évolutions de l'endommagement, que sur le nombre de cycles à rupture, les résultats obtenus Figure II.56 et Tableau II.6 montrent des comportements similaires pour l'ensemble des éprouvettes et une influence imperceptible de

l'endommagement préalable d_1 sur les résultats de fatigue dans la direction 2. De manière plus détaillée, à déformation modérée, les éprouvettes E4-4, E4-5, et E4-6 ont tout de même tendance à s'endommager un peu plus rapidement que les éprouvettes saines. Cette observation est à relativiser par rapport à l'incertitude, mais serait cohérente avec l'idée que les fissures déjà existantes dans une direction favorisent la concentration de contraintes, et se comportent comme des amorces de fissures pour l'autre direction.

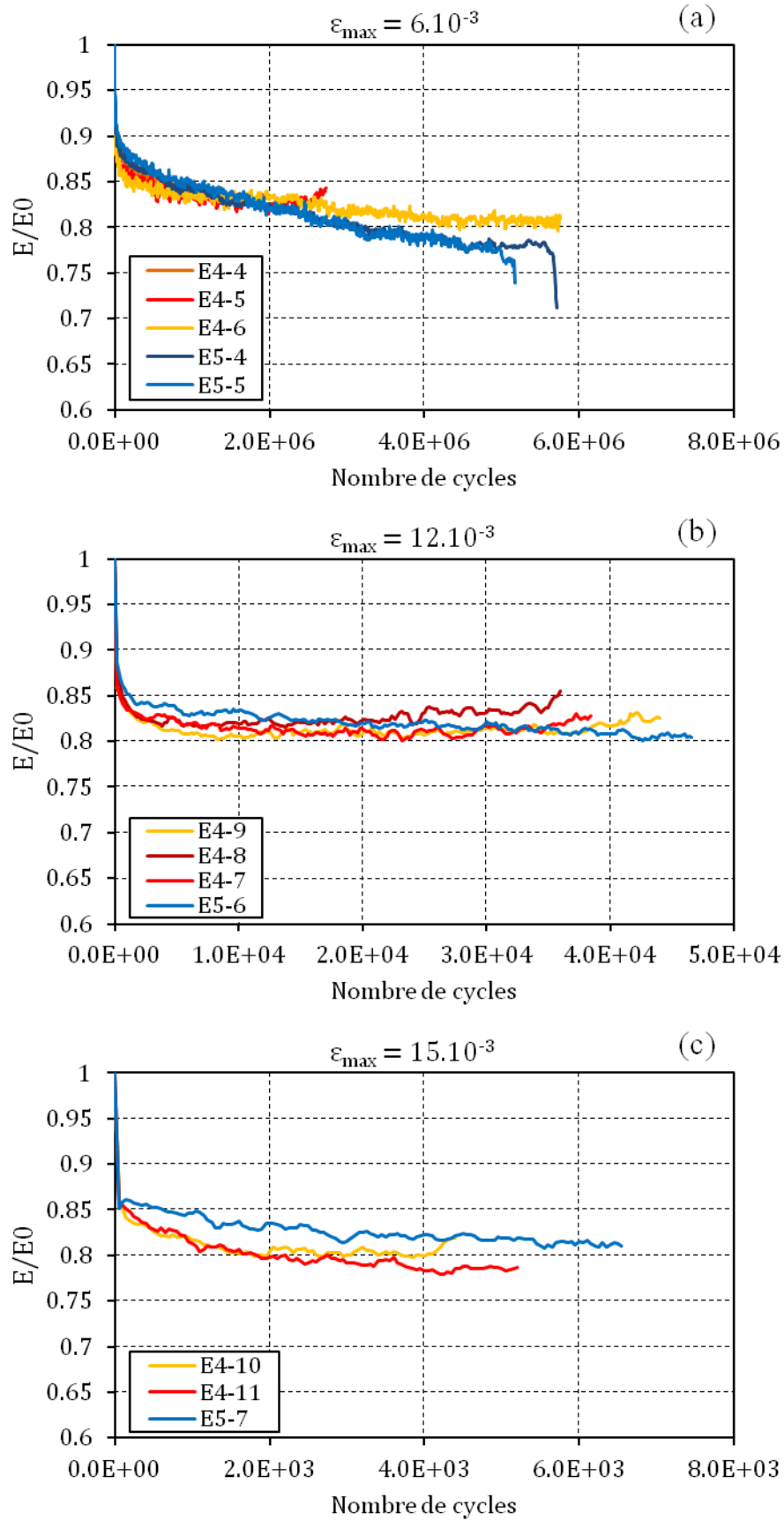


Figure II.56 - Evolution du module d'Young tangent en fatigue, comparaison entre éprouvettes saines (préfixes E5) et préalablement endommagées dans le sens 1 à hauteur de 19% (préfixe E4) pour différents niveaux de déformation maximale.

Concernant le nombre de cycles à rupture, le manque d'essai nous empêche de conclure catégoriquement mais il semble que la durée de vie des éprouvettes n'ait pas été affectée par la sollicitation préalable. Par contre elles ont été allongées d'un facteur 2 à 3 en comparaison avec des durées de vie en fatigue obtenues sur éprouvettes de taille standard. Cette amélioration, comme précisé en 2.2.4.3, s'explique par des talons trop épais pour les éprouvettes de taille standard.

Tableau II.6 – Durée de vie en fonction de la déformation maximale de fatigue ε_{max} appliquée et de l'endommagement préalable dans la direction 1. Le signe « * » signifie que l'essai n'a pas été mené jusqu'à rupture.

Eprouvette	endommagement initial d_1 (%)	déformation maximale ε_{max}	nombre de cycles à rupture N_f
E4-4	19	6.10^{-3}	$1,00.10^{6*}$
E4-5	19	6.10^{-3}	$2,74.10^6$
E4-6	19	6.10^{-3}	$5,76.10^6$
E5-4	0	6.10^{-3}	$5,71.10^6$
E5-5	0	6.10^{-3}	$5,17.10^{6*}$
E4-7	19	12.10^{-3}	$3,83.10^4$
E4-8	19	12.10^{-3}	$3,60.10^4$
E4-9	19	12.10^{-3}	$4,42.10^4$
E5-6	0	12.10^{-3}	$4,67.10^4$
E4-10	19	15.10^{-3}	$4,40.10^3$
E4-11	19	15.10^{-3}	$5,24.10^3$
E5-7	0	15.10^{-3}	$6,56.10^3$

2.4.3. Couplage traction-cisaillement

Des essais quasi-statiques ont été menés sur trois éprouvettes de cisaillement de géométrie correspondant à la Figure II.54b. Une éprouvette saine (E5-1), et deux éprouvettes (E2-1) et (E4-1) ont été prélevées respectivement sur E2 et E4, présentant des endommagements d_1 respectifs de 13% et 19%. Les réponses en contrainte/déformation, à une séquence quasi-statique comportant des charges et des décharges sont reportées Figure II.57, et les valeurs de module de cisaillement initial G_0 dans le Tableau II.7.

Il apparait sur la Figure II.57 que la réponse de l'éprouvette E5-1 concorde avec celle de la géométrie standard jusqu'à une distorsion d'environ 2%. Au-delà, le changement de géométrie de l'éprouvette semble avoir un effet. Des phénomènes d'effets de bords qui s'intensifient avec la déformation pourraient expliquer ces écarts, puisque relativement à la taille de l'éprouvette, ceux-ci sont plus étendus sur l'éprouvette de petites dimensions. L'endommagement d_1 semble avoir une influence sur le comportement en cisaillement. Plus d_1 est important, plus la rigidité de l'éprouvette diminue. Cet effet est moins marqué sur la raideur initiale de cisaillement que sur le pseudo-écrouissage apparent.

Certaines modélisations sur l'endommagement des stratifiés UD [Ladeveze90] où à renforts tissés lient l'endommagement transverse à l'endommagement de cisaillement par une relation de proportionnalité ([Miot09] [Hochard10]):

$$d_{12} = c d_2 \quad (\text{II.17})$$

[Miot09] décompose le tissu en la superposition de 2 plis d'unidirectionnels et a identifié le coefficient c à 1 pour les plis unidirectionnels équivalents par un essai de traction sur un tissu déséquilibré $[\pm 22^\circ]$. Cette même valeur est ensuite utilisée sur deux autres tissus équilibrés. Elle suppose alors que la fissuration matricielle a quantitativement le même effet sur la rigidité en traction transverse que sur celle en cisaillement.

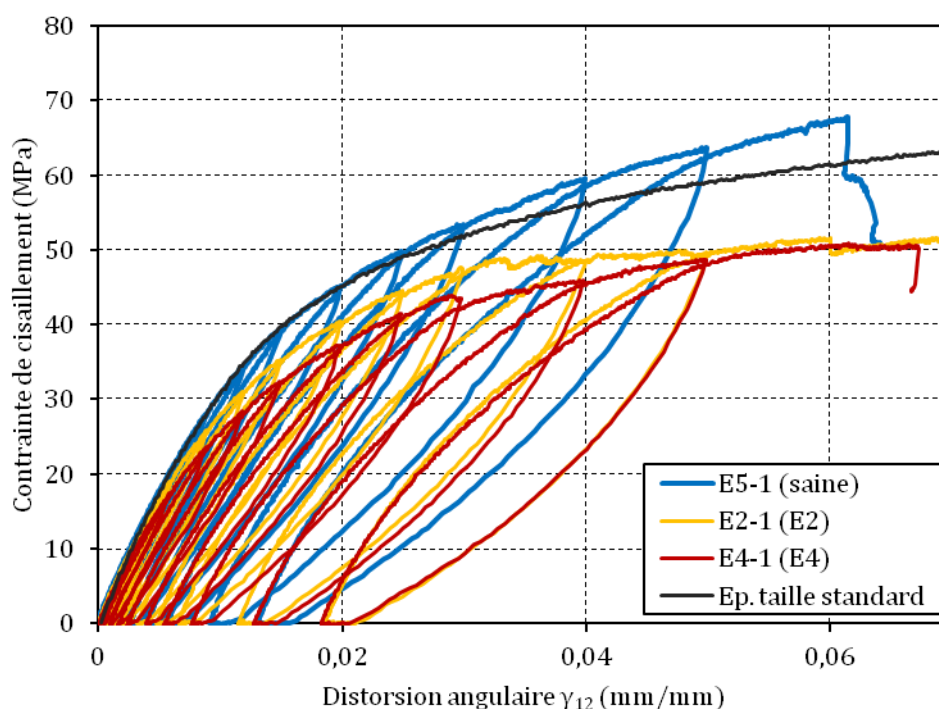


Figure II.57 – Comparaison entre les réponses contrainte/déformation des éprouvettes de couplage en cisaillement, et d’une éprouvette de taille standard sous chargement monotone.

Tableau II.7 – Module de cisaillement en fonction de l’endommagement préalable $d_1(\%)$.

Eprouvette	endommagement initial d_1 (%)	module de cisaillement G_0 (MPa)	abattement G_0/G_{ep_saine}
E5-1	0	3740	
E2-1	13	3740	<1%
E4-1	19	3520	-6%

Sur le présent matériau le couplage est moins important. Avec cette décomposition simplifiée d’un tissu en deux nappes d’unidirectionnels, seule une nappe est endommagée, le cisaillement dans l’autre nappe ne devrait donc pas être affecté. On devrait alors se trouver avec

un coefficient de couplage de l'ordre de $c = 0,5$. Avec le peu de données à disposition Tableau II.7, le tissu de verre étudié semble présenter un coefficient de couplage $c < 0,3$.

2.4.4. Couplage cisaillement-traction

Trois éprouvettes de cisaillement ont été utilisées pour cette campagne. Deux d'entre elles ont été sollicitées à raison de $1,5 \cdot 10^5$ cycles à déformation maximale imposée de $12 \cdot 10^{-3}$ avant d'être démontées. Les parties travaillantes des trois éprouvettes ont ensuite été découpées selon le schéma Figure II.58 en évitant de prélever les zones proches des rails de cisaillement sujettes aux effets de bords. Des talons en aluminium ont été collés aux extrémités des éprouvettes, et des essais de traction cyclés ont été effectués, dont la dernière rampe est tracée Figure II.59 pour 4 des 6 essais. Les éprouvettes préalablement sollicitées en cisaillement (préfixe S1 et S2) ne semblent pas affectées dans leur comportement en traction comparées aux éprouvettes témoins (préfixe S3).

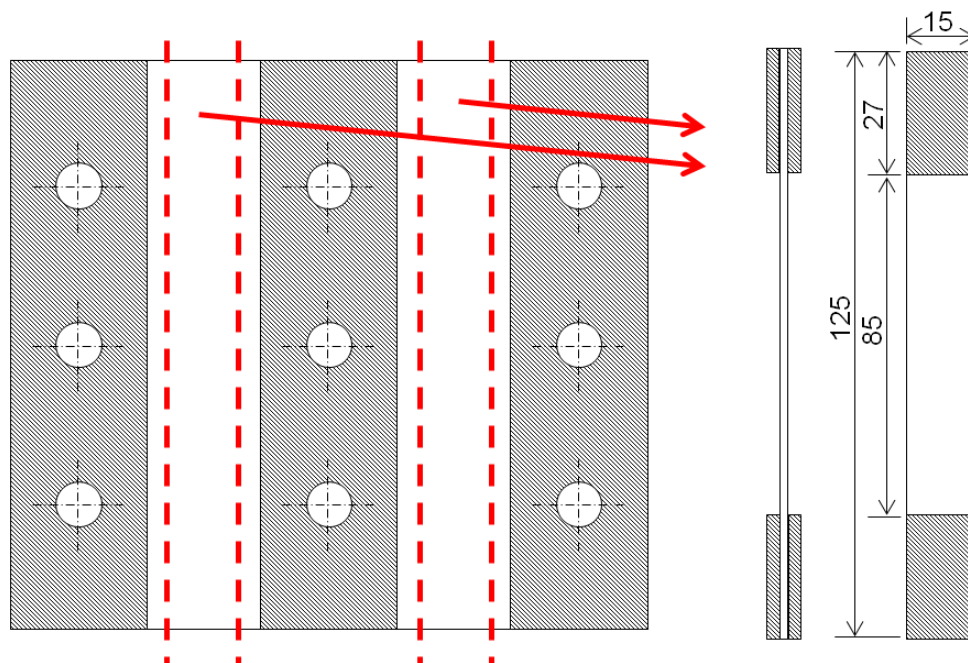


Figure II.58 – Illustration du découpage des éprouvettes de couplage ($\gamma_{12} - \epsilon_1$) après essai de fatigue en cisaillement.

Les modules d'Young initiaux E_0 sont reportés Tableau II.8. La contrainte à rupture n'a pas été relevée, car l'utilisation de talons en aluminium d'épaisseur trop importante a engendré des ruptures prématurées de toutes les éprouvettes (saine ou non) à proximité immédiate, ou en dessous des talons.

Les valeurs obtenues pour le module d'Young sont toutes en accord avec la valeur nominale du matériau sans que l'endommagement préalable n'ait d'effet. Le couplage ($\gamma_{12} - \epsilon_1$) semble inexistant pour notre matériau, ce qui amènerait à la valeur de c infiniment grande dans ce cas (voir Eq. (II.17)).

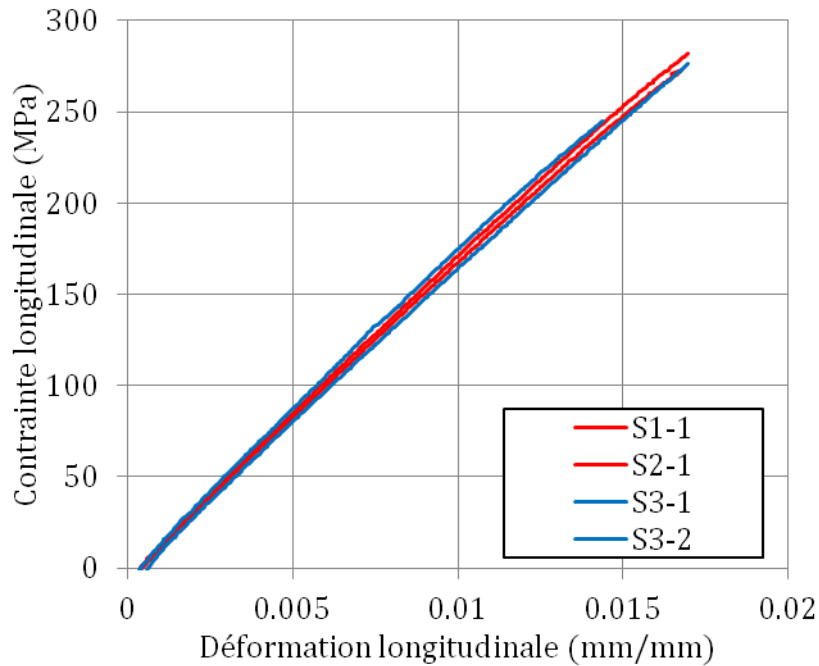


Figure II.59 – Comparaison des réponses contrainte/déformation en traction entre des éprouvettes saines et préalablement sollicitées en fatigue de cisaillement.

Tableau II.8 – Comparaison des modules d'Young en traction entre éprouvettes saines et préalablement sollicitées en fatigue de cisaillement.

Eprouvette	endommagement initial d_{12} (%)	Module d'Young initial E_1^0 (MPa)
S3-1	0	20000
S3-2	0	20800
Moyenne $d_{12} = 0$	0	20400
S1-1	~15	21600
S1-2	~15	20800
S2-1	~15	20200
S2-2	~15	19800
Moyenne $d_{12} = 15\%$		20600

Le fait que l'altération du matériau constaté macroscopiquement ne se traduise pas par de la microfissuration est cohérent avec ce résultat. En effet, la rigidité de traction est pilotée par celle des fibres. Hors rupture de fibres, pour constater une diminution du module d'Young, la part des efforts supportée par la résine doit être considérablement réduite : elle doit se fissurer. En effet, en raisonnant sur une loi des mélanges pour déterminer la rigidité de traction, la diminution de la rigidité de la résine, de l'ordre de 15% est insuffisante pour être remarquable dans le résultat de la rigidité de l'ensemble fibres/résine. Seule sa rupture par microfissuration induit un effet notable sur la rigidité de traction dans l'axe des renforts.

2.4.5. Discussion

Les essais présentés dans cette partie ont eu pour vocation de couvrir un large panel de couplages possibles entre les différentes sollicitations planes. Toutes les configurations n'ont pas été étudiées pour deux raisons :

Le temps que nécessite une campagne d'essai avec les différentes étapes (essai de fatigue - découpage - second essai) a limité les couplages de type fatigue-fatigue qui ont été assez peu abordés.

Mais surtout, pour les essais déjà réalisés, des tendances marquées ont été dégagées et elles sont en cohérence avec l'idée que l'on peut se faire du scénario d'endommagement suite à l'étude sous comportement de traction et de cisaillement précédemment présentée.

Un réseau de fissures orientées selon une direction n'a intuitivement pas de raison de provoquer de baisse de rigidité dans une direction orthogonale et cette idée a été confirmée par les essais (ε_1 - ε_2). Les fibres transverses (direction 2) ne sont pas affectées par la sollicitation ε_1 et leur résistance en traction quasi-statique ou fatigue est inchangée. Par contre la fissuration matricielle a une incidence sur la rigidité de cisaillement comme classiquement supposé dans les modèles d'endommagement. Elle dégrade les transferts des efforts dans la résine qui supporte en grande partie la sollicitation. Quantitativement cette chute de rigidité est limitée car la fissuration ne concerne qu'une seule direction de renforts. Dans l'autre direction les transferts d'efforts par cisaillement de la résine ne sont pas dégradés.

Par contre, pour le matériau étudié, un endommagement de cisaillement ne crée que très peu de fissuration matricielle. L'affaiblissement du module de cisaillement résulte sans doute de phénomènes de fissuration à l'échelle des chaînes de polymères. Tant que la résine n'est pas fissurée, le comportement dans l'axe des renforts n'est pas altéré.

Le couplage (ε_1 - γ_{12}) est perceptible alors que le couplage (γ_{12} - ε_1) est nul. Ce constat nous empêche de définir un couplage biunivoque entre les endommagement d_2 (ou d_1) et d_{12} et *a fortiori* une loi linéaire de type (II.17). La raison physique de cette limite réside dans la différence de nature entre les endommagements de traction et de cisaillement.

Chapitre III – Etude expérimentale de la propagation de coupure

Table des matières

Chapitre III – Etude expérimentale de la propagation de coupure	91
3.1. Introduction	92
3.2. Revue bibliographique	92
3.2.1. Introduction	92
3.2.2. Résistance à la propagation de coupure	93
3.2.3. Identification d'une loi de propagation	98
3.2.4. Mécanismes d'endommagement	101
3.2.5. Propagation en mode II et mixte	103
3.2.6. Bilan	105
3.3. Méthodes expérimentales	106
3.3.1. Procédure commune aux essais de propagation en fatigue	106
3.3.2. Méthode de dépouillement optique	107
3.4. Essais de propagation de coupure en traction	109
3.4.1. Conditions d'essais – géométrie d'éprouvette	109
3.4.2. Drapage $[0/90]_4$	110
3.4.3. Drapage $[\pm 45]_2$	118
3.4.4. Drapage quasi-isotrope	119
3.5. Essais de propagation de coupure en cisaillement	122
3.5.1. Géométrie de l'éprouvette	122
3.5.2. Cas du drapage $[0/90]_4$	124
3.5.3. Drapage $[0/45]_s$	134
3.6. Synthèse	138

3.1. Introduction

L'étude de la propagation de coupure en fatigue constitue le cœur de ce travail de thèse. On rappelle que l'on utilisera le terme « *coupure* » pour désigner les ruptures du stratifié à travers l'épaisseur, avec nécessairement rupture de fibres dans le cas des tissus. Cette appellation permet de lever l'ambiguïté avec les « *fissures* », qui s'accordent plus couramment avec la rupture de matrice ou d'interface de différentes natures : microfissuration matricielle, décohésion fibre/matrice, méta-délaminage ou délaminage. Dans ce chapitre, le stratifié entaillé comportant entre 2 et 4 plis a été étudié pour différents drapages standards, et sous sollicitations de traction ou de cisaillement. On présentera d'abord une revue des études comparables recensées dans la littérature en se focalisant sur les techniques d'essais et d'acquisition, les types de phénomènes détectés, les résultats caractéristiques observés, et de préférence en s'orientant sur des matériaux à renforts tissés. La méthodologie des essais réalisés et de leurs dépouillements est ensuite présentée, suivie des résultats obtenus en traction puis en cisaillement.

3.2. Revue bibliographique

3.2.1. Introduction

La problématique de ce manuscrit concerne la propagation de coupure sous sollicitation cyclique de composites tissés minces. En ces termes elle a peu été abordée dans la littérature et ce pour plusieurs raisons. Ces conditions spécifiques, de tissu mince, entaillé, sous sollicitation cyclique est propre à peu d'applications industrielles. Par ailleurs les campagnes expérimentales sont exigeantes sur le plan de la mise en œuvre, de l'instrumentation, et de la durée d'essai. Enfin, sur composite, la rupture à travers le pli, également nommée translaminaire, est un mode de ruine moins fréquemment observé que la rupture interlaminaire. On trouvera un nombre important d'études de la propagation des délaminages de fatigue en mode I (DCB), II (ENF, et ses variantes, CLS) ou mixte. [Prombut07] et [Vandellos11] dressent une liste détaillée de ces essais de délaminage dans leur thèse.

En rupture translaminaire, [Laffan12] recense 6 essais de caractérisation de la ténacité (Figure III.1) en précisant que seuls l'essai *compact tension* et sa variante *extended compact tension* offrent une propagation stable de la coupure. Il s'agit ici de sollicitations quasi-statiques mais ces essais peuvent être exploités en fatigue. Par contre, la flexion induite dans certaines configurations (notamment CT ou flexion 4 points) contraint à tester des éprouvettes épaisses pour se prémunir du flambage [Harris86].

Les trous et les perçages sont également des accidents géométriques couramment rencontrés sur les composites, pour des applications évidentes d'assemblages boulonnés ou rivetés. La fatigue sur éprouvettes percées retient l'attention de certains auteurs, et il se trouve que le stratifié troué présente des similitudes de comportement avec le stratifié entaillé. Ainsi au

vu du peu de résultats sur stratifiés entaillés, cette bibliographie a été élargie aux stratifiés qui présentent des accidents de géométrie en général, siège de concentrations de contraintes.

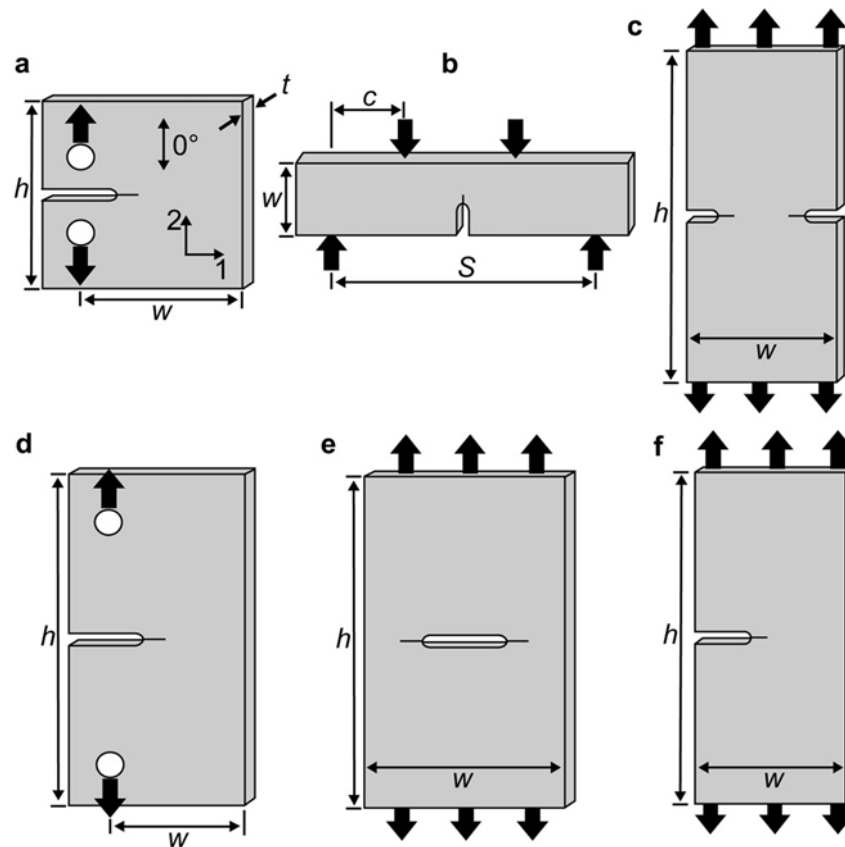


Figure III.1 - Eprouvettes utilisées pour la mesure de la ténacité translaminaire. (a), compact tension (CT), (b), flexion 4 points (4PB), (c), double edge notched tension, (d), extended compact tension (ECT), (e), center notched tension, (f), single edge notched tension [Laffan12].

3.2.2. Résistance à la propagation de coupure

Une qualité largement reconnue des composites est leur excellente résistance à la fatigue sans, et avec présence d'un accident de géométrie. La tenue en fatigue d'éprouvettes percées ou entaillées est dans bien des cas, meilleure qu'en configuration saine. En guise d'exemple, [Bishop89] compare l'effet d'un trou sur le comportement en fatigue de stratifiés à renforts unidirectionnels carbone $[0;90;90;0]_s$ et de tissés à armure satin de 5 analogues $[0/90]_{2s}$. Dans les deux cas, le trou a pour conséquence un abattement d'environ 30% de la résistance en sollicitation de traction quasi-statique (voir Figure III.2). En fatigue, cet écart se réduit avec le nombre de cycles, pour être quasiment nul pour des nombres de cycles élevés. A 10^6 cycles, le trou n'est plus pénalisant pour la tenue en fatigue. Cet effet est attribué à l'endommagement créé en bord de trou, sous forme de fissuration matricielle en cisaillement, et de délaminage qui atténue la concentration de contrainte. Cela peut expliquer que cet effet soit moins marqué sur les tissés. En effet, les fissures sont plus confinées qu'en unidirectionnel par l'armure qui s'oppose à leur propagation. Il est également reconnu que le délaminage est énergétiquement plus difficile à déclencher dans les tissés.

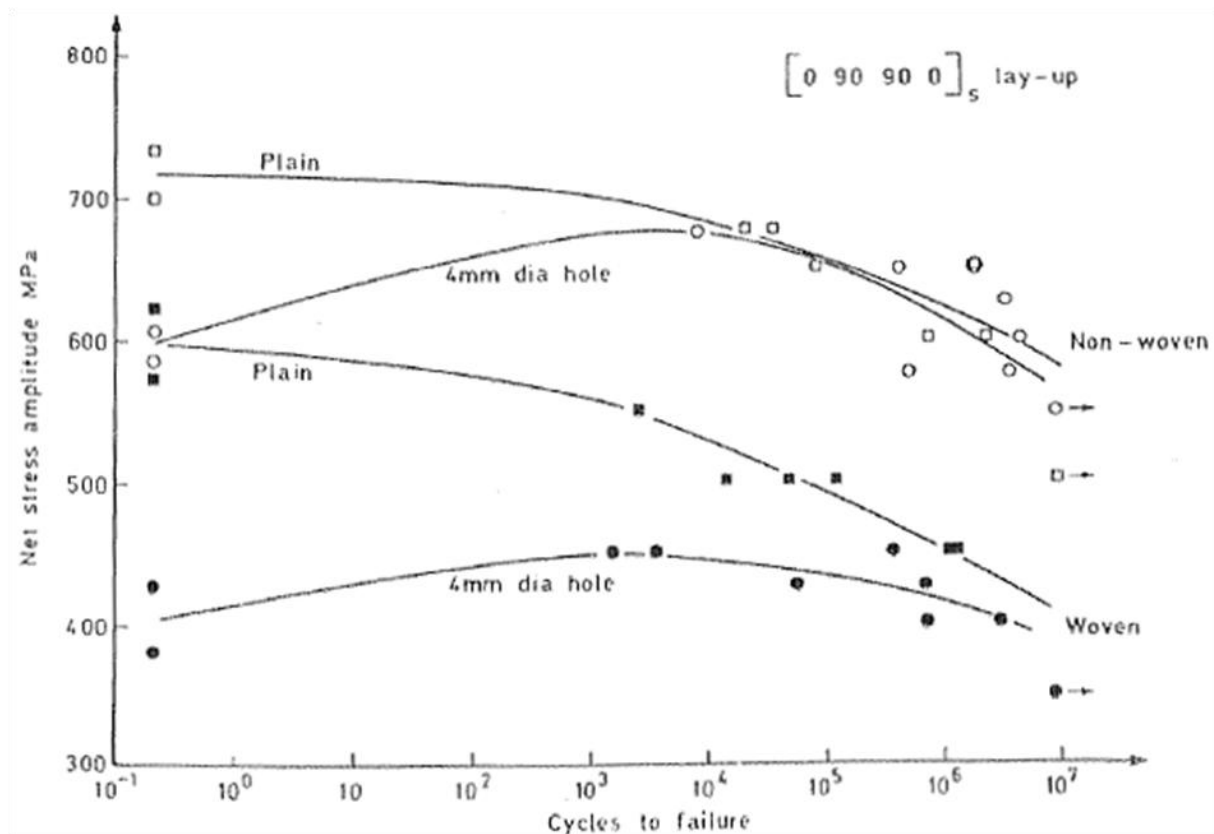


Figure III.2 – Effet d'un trou sur la courbe S-N de stratifiés tissés et non-tissés à base de fibres de carbone [Bishop89].

De la même façon, [Xiao94] compare le comportement en fatigue d'éprouvettes de tissu verre/polyester saines et trouées. Les courbes de fatigue S-N (S étant la contrainte cyclique rapportée à la contrainte à rupture quasi-statique) apparaissent confondues ce qui tend à montrer que le comportement en fatigue de l'éprouvette trouée peut être déterminé par la tenue en fatigue de l'éprouvette saine.

[Wang02] observe le même phénomène en comparant les résultats d'éprouvettes trouées en traction à ceux d'éprouvettes saines (Figure III.3a). Le stratifié utilisé est composé de plis unidirectionnels carbone/PEEK de drapage $[0;90]_{4s}$. Dans cette figure la contrainte est normalisée par rapport à σ_f la résistance sous sollicitation quasi-statique qui est, bien entendu, inférieure pour l'éprouvette trouée. Les auteurs précisent qu'en sollicitation quasi-statique sur éprouvette trouée, aucun endommagement n'est révélé par les rayons X, jusqu'à 97% de la contrainte à rupture en raison des propriétés ductiles de la matrice PEEK. Cela suggère que la rupture finale a lieu sur une éprouvette non-endommagée contrairement au cas de fatigue où l'application de contraintes cycliques donne lieu à l'apparition et au développement progressif de fissuration matricielle (Figure III.3b).

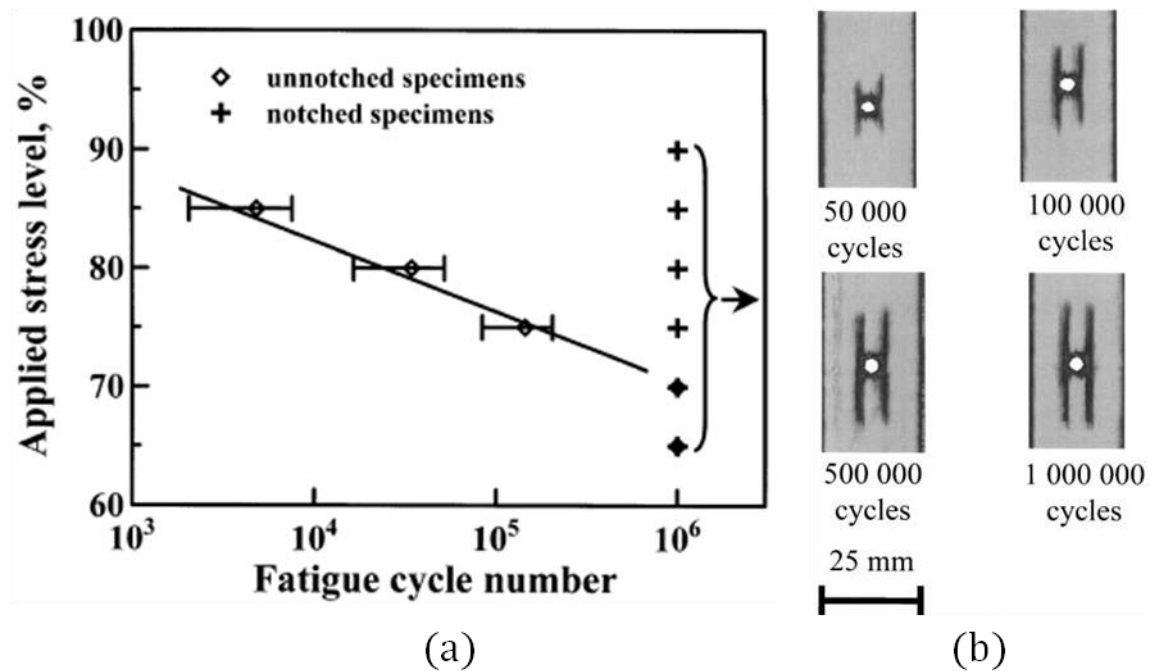


Figure III.3 – (a), Courbes S-N d'éprouvettes saines et trouées. (b), C-scan d'une éprouvette trouée après différents nombres de cycles de fatigue à $0,85\sigma_r$ [Wang02].

L'atténuation partielle ou totale de la concentration de contrainte de stratifiés présentant un défaut géométrique par une sollicitation cyclique peut même entraîner une augmentation de la contrainte résiduelle après fatigue. [Bizeul09] a réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes de tissu carbone/époxy présentant des entailles sévères. La résistance en chargement monotone a d'abord été évaluée à 250 MPa en présence d'une entaille, puis des niveaux de chargement cycliques compris entre 70 et 90% de cette contrainte ont été appliqués. Les résultats de tenue résiduelle (Figure III.4) montrent une augmentation de la résistance résiduelle de l'ordre de 20% pour les éprouvettes ayant totalisé plus de 10^5 cycles.

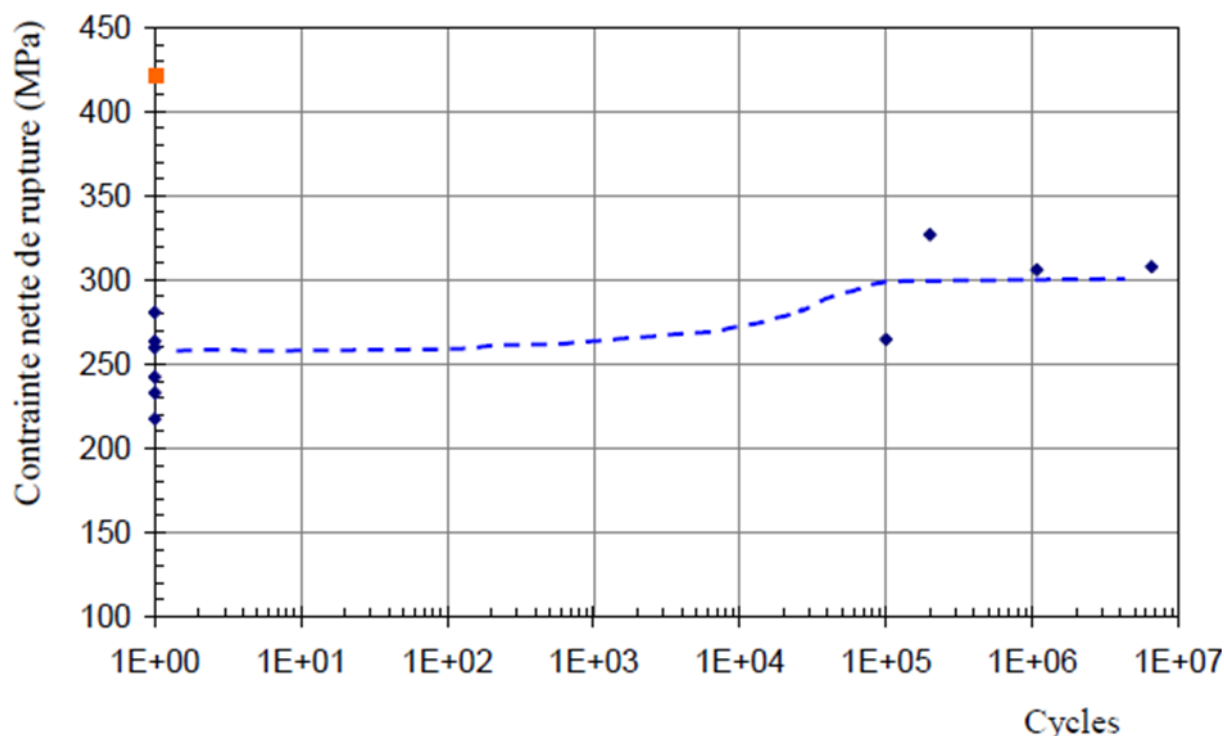


Figure III.4 – Résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles de fatigue subis par l'éprouvette [Bizeul09].

Encore une fois, l'effet bénéfique de la fatigue sur éprouvette percée est plus spectaculaire sur unidirectionnels. [Ramani77] mesure plus de 30% d'augmentation de la contrainte résiduelle sur éprouvette trouée de drapage $[0;\pm 45;90]_{2s}$ d'unidirectionnels après fatigue. [Wang02] a étudié l'influence du niveau de contrainte et du nombre de cycles (Figure III.5) sur l'augmentation de la résistance résiduelle. Il cite la concurrence entre des phénomènes de dégradation qui résultent en la redistribution des contraintes de manière plus uniforme (appelés « wear-in »), et qui tendent donc à augmenter la durée de vie et la résistance, et d'autre part la dégradation du matériau qui l'affaiblit, dénommé « wear-out », le conduisant à la rupture finale. Il montre que plus le niveau de contrainte est élevé, plus la résistance résiduelle est augmentée (voir Figure III.5), ce qui suggère qu'à niveau de contrainte élevé les phénomènes de wear-in prennent le pas sur le wear-out. L'endommagement apparaît plus tôt, et se développe plus rapidement, ce qui relaxe rapidement les contraintes, et laisse les fibres à des niveaux de chargement plus faibles.

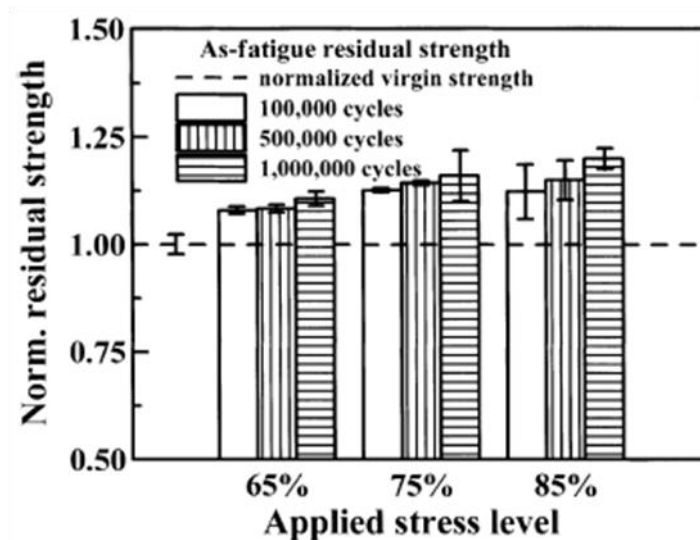


Figure III.5 - Augmentation de la résistance résiduelle post-fatigue d'éprouvettes trouées en fonction du niveau de chargement appliqué et du nombre de cycles de fatigue effectués. Matériau AS4/PEEK drapage [0 ;90]_{4s} [Wang02].

Un phénomène similaire a été mis en évidence par [Bizeul10] en propagation de coupure sur verre/époxy pour différents drapages. Ses résultats d'évolution de longueur de coupure sont reportés Figure III.6a pour 6 éprouvettes de même géométrie testées dans les mêmes conditions. Il constate sur des éprouvettes structurales de propagation de coupure en fatigue, que le nombre de cycles nécessaire à la propagation n'est pas reproductible, et varie d'un facteur 10. A l'instar de [Xiao94] sur éprouvettes percées, la phase d'initiation de la coupure apparaît être la plus longue et représenter 80% du temps de l'essai. Elle va déterminer la durée totale de l'essai. Dans une seconde phase à partir d'environ 3 mm de coupure, la propagation est plus soutenue avec une vitesse maximale de 10^{-5} à 10^{-4} mm/cy (Figure III.6b), dispersée sur un ordre de grandeur d'une éprouvette à l'autre. Enfin, [Bizeul10] met en évidence une corrélation flagrante entre le temps d'initiation et la vitesse de propagation à savoir que les éprouvettes qui initient vite, propagent vite, et réciproquement. Il l'explique par l'endommagement diffus qui se développe avec un nombre de cycles élevé. Celui-ci a tendance à diminuer les concentrations de contraintes par des phénomènes d'endommagement analogues au *wear-in*. Les fibres longitudinales s'en trouvent déchargées et leur durée de vie allongée. Au contraire, les éprouvettes qui initient vite, n'ont pas eu le temps de développer un endommagement diffus important, et les mèches plus chargées rompent plus rapidement en fatigue.

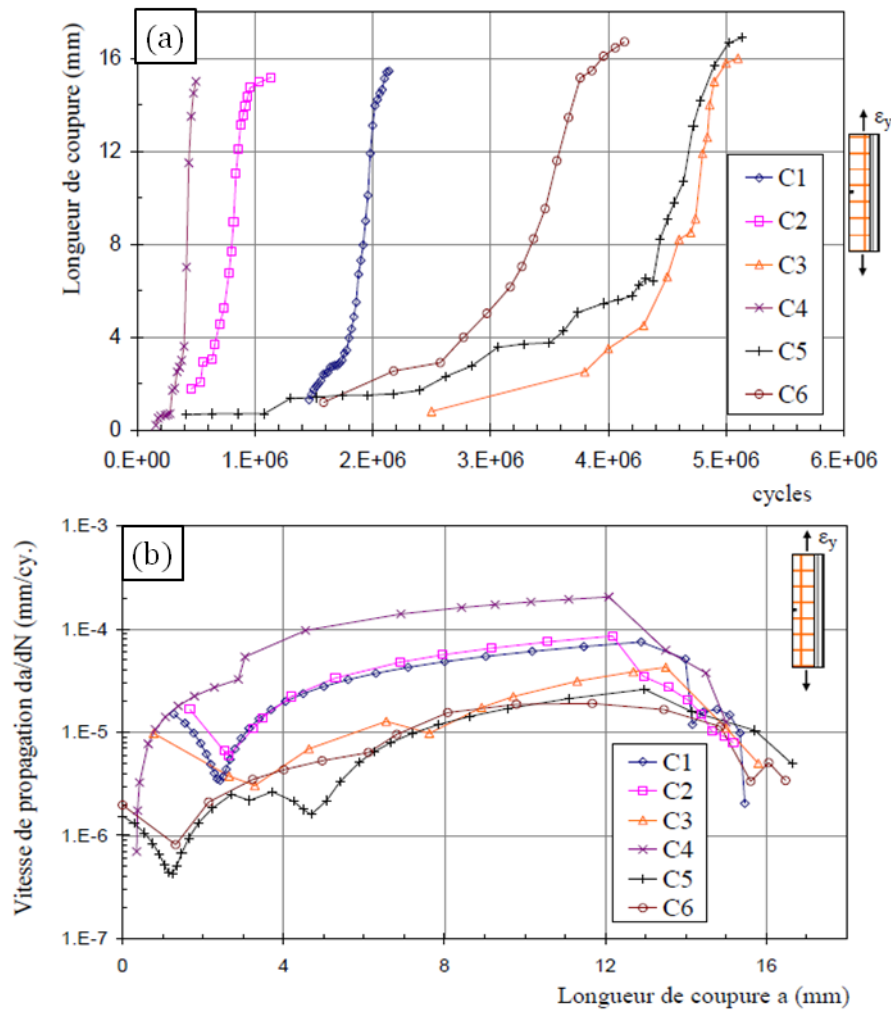


Figure III.6 – (a) Evolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour 6 éprouvettes identiques et pour la même sollicitation cyclique. (b) Vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour les mêmes essais. Les éprouvettes qui initient vite propagent vite et réciproquement [Bizeul09].

Enfin, on retrouve la même idée dans les résultats de [Kawai96] dont l'étude a été mentionnée au Chapitre II. Il compare l'influence des résines époxy et nylon dans les performances d'éprouvettes de tissu de carbone saines et entaillées en fatigue. La résine époxy se fissure plus facilement que la résine nylon thermoplastique et les éprouvettes correspondantes ont tendances à délaminer plus facilement. Ainsi, bien que l'auteur montre une meilleure tenue en fatigue sur éprouvette saine des éprouvettes carbone/nylon, en présence d'une entaille, un endommagement intervient rapidement en pointe de coupure pour le stratifié carbone/époxy et induit du wear-in qui soulage les fibres. Finalement en configuration entaillée, c'est le stratifié carbone/époxy qui présente une meilleure tenue à la propagation.

3.2.3. Identification d'une loi de propagation

Pour identifier une loi d'évolution de la vitesse de propagation on utilise couramment la notion de taux de restitution d'énergie initié par Griffith dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture. Il correspond à l'énergie potentielle élastique nécessaire dE_p pour créer une

nouvelle surface dA , et donc faire propager une coupure de la longueur $da = dA/b$ ou a est la longueur de coupure et b l'épaisseur de l'éprouvette.

$$G = \frac{dE_p}{dA} \quad (\text{III.1})$$

On distingue les modes I, II et III de rupture, par G_I , G_{II} et G_{III} qui partitionnent le taux de restitution d'énergie. Le mode I est considéré comme le plus critique sur les métaux et correspond au mode le plus largement étudié. Sous chargement quasi-statique, la propagation a lieu lorsque le taux de restitution d'énergie atteint une valeur critique G_c , qui est idéalement une propriété matériau mais dans la réalité dépend de paramètres géométriques de l'éprouvette (notamment drapage et longueur de coupure) et du mode de rupture. [Laffan12] précise qu'il s'agit d'une valeur structurale, en comparant le taux de restitution d'énergie critique des fibres seules (7 J/m^2) à celles de stratifiés qui atteignent généralement des valeurs 1000 fois plus élevées. En effet, dans le composite, la rupture de fibre s'accompagne d'une zone étendue d'endommagement (décollement fibre/résine, fissuration matricielle).

Expérimentalement, on peut déterminer G_c par la méthode de la complaisance :

$$G_c = \frac{1}{2} F^2 \frac{dC}{dA} \quad (\text{III.2})$$

Où F est l'effort appliqué et C la complaisance, ou l'inverse de la raideur, calculée en fonction de F et du déplacement u au point d'application de F .

Pour un matériau élastique et linéaire, en présence d'une entaille, on utilise également le facteur d'intensité de contrainte qui est associé à un des trois modes de rupture, et qui est proportionnel à la racine carrée du taux de restitution d'énergie du mode correspondant. Pour le mode I :

$$K_I = C_I \sqrt{G_I} \quad (\text{III.3})$$

où C_I dépend des coefficients élastiques du matériau.

En fatigue, la vitesse de propagation da/dN peut être reliée à une puissance du taux de restitution d'énergie ou d'un facteur d'intensité de contrainte selon une loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = c G^m \quad (\text{III.4})$$

Elle peut s'écrire en facteur d'intensité de contrainte K_I , ou en variation d'une des deux grandeurs au cours d'un cycle de fatigue (ΔK_I ou ΔG).

Cette loi empirique est largement utilisée en dimensionnement, s'applique très bien dans de nombreux cas sur métallique et en propagation de délaminage, et trouve un écho important chez les différents auteurs cherchant à identifier une loi sur leurs résultats expérimentaux.

[Shindo05] a réalisé des essais de propagation sur tissu verre/époxy à partir d'un essai CT à température ambiante et cryogénique. Il mesure la longueur de coupure par la méthode de

la complaisance couplée à une méthode par éléments-finis, et le taux de restitution d'énergie est obtenu numériquement par calcul de l'intégrale J de Rice. Les résultats obtenus sont cohérents avec une loi de Paris (Figure III.7).

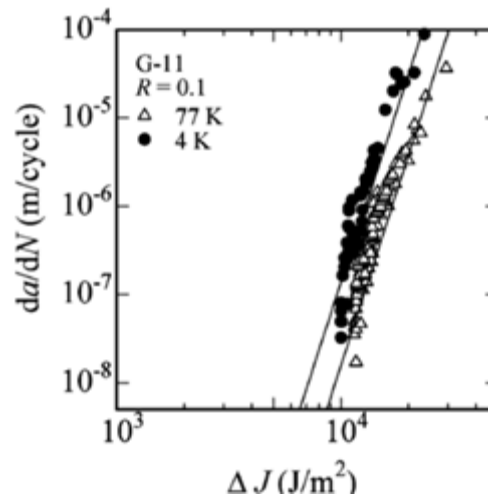


Figure III.7 – Identification d'une loi de Paris sur des essais de propagation à différentes températures [Shindo05].

[Bizeul09] constate que cette loi est valable pour un drapage quasi-isotrope. Par contre sur drapage [0/90] dont les courbes de propagation sont présentées Figure III.6, la dispersion expérimentale se retrouve dans les droites de Paris tracées Figure III.8. Les taux de restitution d'énergie indiqués par cette figure ont été calculés par une méthode numérique (VCCT), sur un modèle qui tient compte du temps d'initiation en tant que diminution de la rigidité de l'éprouvette. Malgré cette prise en compte, les éprouvettes suivent des lois de Paris de pentes semblables mais décalées verticalement d'un facteur 10.

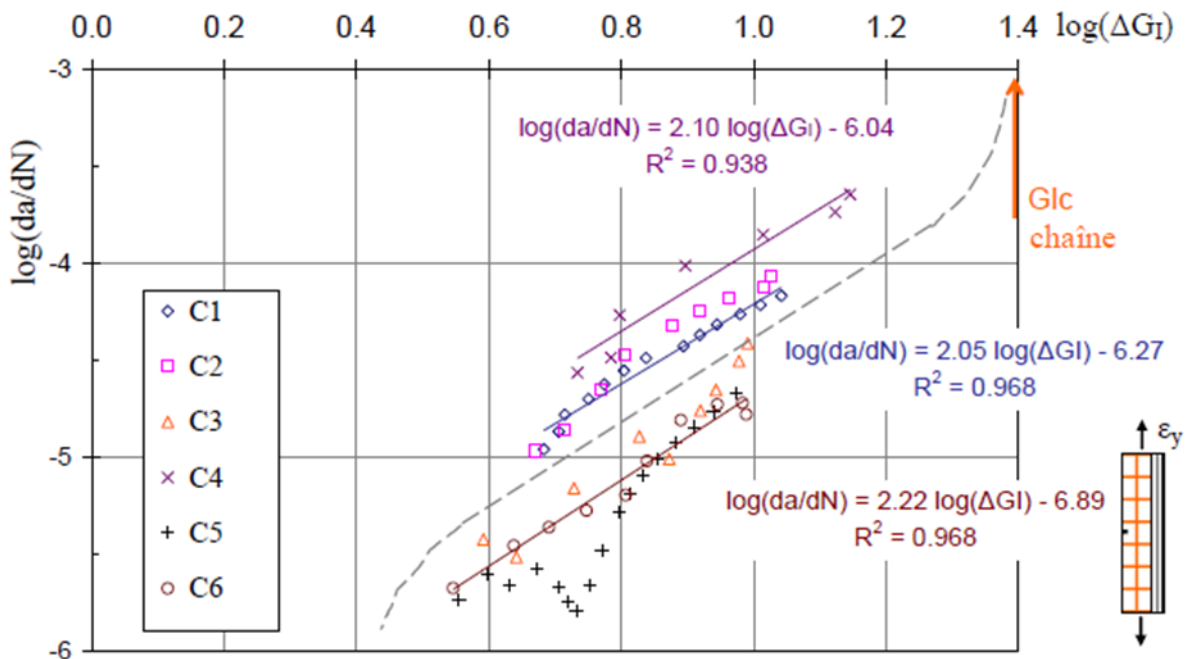


Figure III.8 – Identification d'une loi de Paris pour 6 essais sur éprouvettes [0/90]₂ réalisés selon les mêmes conditions [Bizeul09].

3.2.4. Mécanismes d'endommagement

A une échelle plus fine, les différents auteurs ont étudié le scénario d'endommagement de l'éprouvette trouée ou entaillée. [Shindo05] met en évidence par des images MEB la dépendance des mécanismes d'endommagement par rapport au taux de restitution d'énergie. Il montre la prépondérance de décollements fibre/résine pour des taux de restitution d'énergie élevés alors que pour des niveaux plus faibles, c'est la rupture matricielle qui domine. En outre, il utilise la technique de rétro-éclairage, c'est-à-dire l'imagerie optique en éclairant la face opposée de l'éprouvette. Il parvient de cette manière à apercevoir une zone de blanchiment de résine en pointe d'entaille (Figure III.9a) voire à distinguer deux nuances de blanchiment de résine autour de la coupure : un blanc saturé pour la rupture de fibres entouré par une zone estompée correspondant à de l'endommagement matriciel. Enfin, les images de propagation qu'il obtient montrent l'influence du motif de tissage sur la direction de propagation (Figure III.9b).

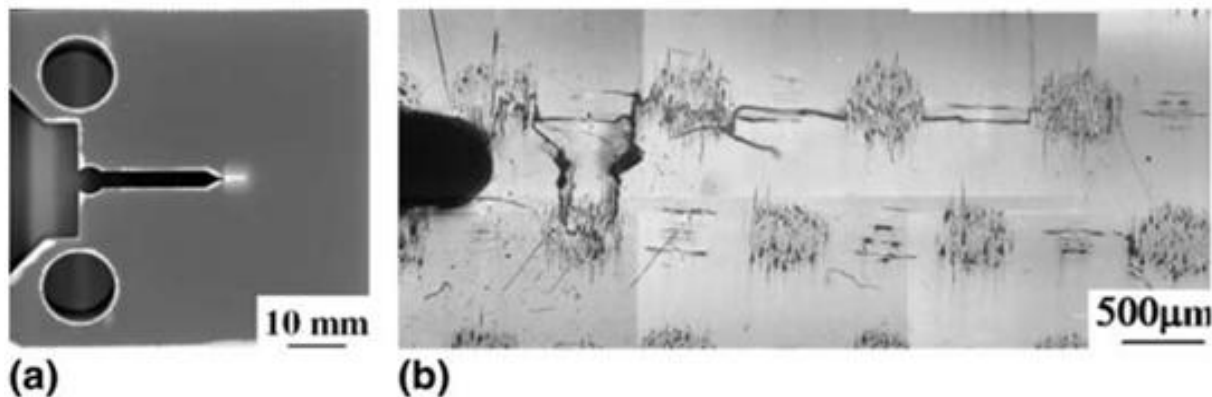


Figure III.9 – Epreuve CT de propagation de coupure en fatigue d'un stratifié verre/époxy mettant en évidence la zone de blanchiment de résine en pointe d'entaille (a), ainsi que le trajet de la coupure influencé par le motif de tissage (b).

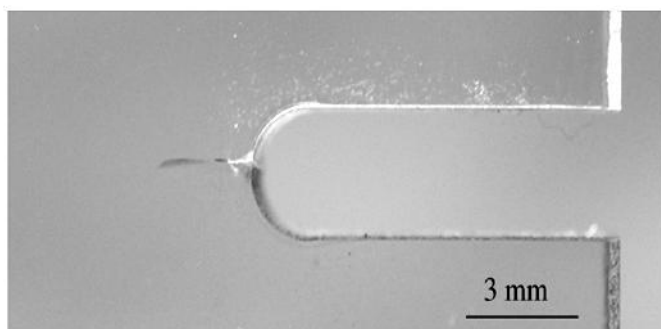
[Fujii93] a réalisé des essais de propagation sur éprouvettes de taffetas verre/époxy trouées en fatigue. Il note de la fissuration matricielle qui apparaît le long des mèches en bord de trou, et des méta-délaminationes selon un agencement lié au tissu.

[Xiao94], [Belmonte01], et [Marissen06] ont également exploité le blanchiment de résine dans des stratifiés à base de fibres de verre pour mesurer l'étalement de l'endommagement. L'origine de ce blanchiment de résine bien que peu étudiée, est attribuée selon certains auteurs au phénomène de micro-crazing de la matrice et à la cavitation [G'Sell02], que l'on peut résumer par l'apparition de nouvelles surfaces dans la matrice, de l'ordre du micromètre et qui réfléchissent la lumière.

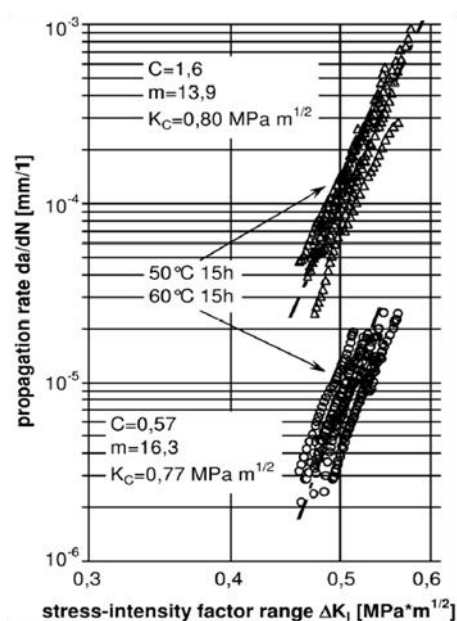
En marge des études sur composites, on peut citer les travaux de [Trappe12] qui concernent une résine époxy pure. L'auteur a réalisé des éprouvettes de *Single Edge Notch* modifiées (Figure III.10a) pour observer la vitesse de propagation d'une coupure pour des échantillons d'une résine ayant subi une post-cuisson de 15h à 50° dans un cas et 60° dans l'autre. Il montre que malgré des propriétés identiques de rigidité et ténacité en quasi-statique pour les deux résines, la vitesse de propagation en fatigue mesurée est augmentée d'un facteur

10 (Figure III.10b). Sans que l'auteur n'avance d'explication, il illustre ainsi la différence de mécanismes de rupture en statique et en fatigue sur la résine époxy.

Dans le même ordre d'idées, [Hansen99] a réalisé des essais de fatigue sur éprouvettes 7781/G913 quasi-isotropes pré-impactées à 9 ou 20 J. La rupture en quasi-statique a lieu près du talon et non dans la zone impactée quelle que soit l'énergie d'impact. En fatigue, les éprouvettes hautes énergies, perforées par l'impacteur à 20J, montrent au niveau de l'impact une propagation progressive de l'endommagement jusqu'à rupture. Pour l'impact de faible énergie (9J), présentant simplement un BVID, en fatigue la rupture a lieu près des talons à niveau de contrainte élevée et au niveau de l'impact à niveau de contrainte faible. Finalement, alors qu'il n'avait pas affecté le comportement en quasi-statique, l'impact devient donc critique en chargement cyclique, et plus spécialement à chargement modéré.



(a)



(b)

Figure III.10 - (a), éprouvette de propagation de résine époxy. (b), résultat de propagation de type loi de Paris [Trappe12].

Les travaux de [Mandell75] mettent en avant un scénario de propagation commun à plusieurs tissus présentant des tailles de mèches différentes. Le même processus décrit en Figure III.11a est révélé pour chacun des matériaux. La coupure demeure stationnaire à une longueur donnée jusqu'à la propagation sur une longueur caractéristique d , qui correspond à la rupture d'un groupe de fibres appelé « ligament ». Le phénomène se répète ainsi de suite. Les ruptures de ligaments sont brutales et la coupure progresse par à-coups. [Mandell75] parvient par ailleurs à modéliser la propagation de coupure à partir d'une courbe de fatigue, et d'un essai de ténacité en quasi-statique qui fournit le facteur d'intensité de contrainte critique, K_{IC} . Le K_I en cours d'essai est obtenu à partir d'une expression analytique. Ensuite, l'idée est de supposer que la contrainte de fatigue σ_f supportée par la mèche vérifie :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_{UTS}} = \frac{K_I}{K_{Ic}} \quad (\text{III.5})$$

et surtout que la rupture du ligament va intervenir comme une rupture en fatigue à la contrainte σ_f . La connaissance de la loi de fatigue du matériau sain suffit alors à calculer une vitesse de propagation, qui, dans bien des cas présentés par [Mandell75], s'approche des résultats expérimentaux.

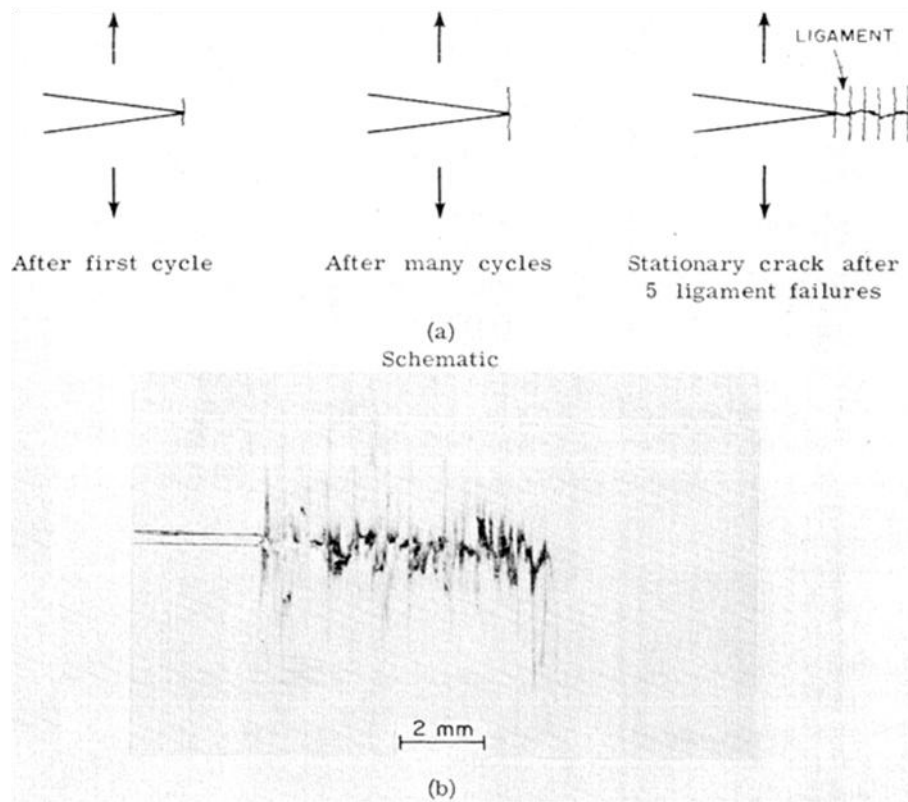


Figure III.11 - Illustration d'une propagation de coupure sous chargement de traction, l'apparition d'une longueur caractéristique de « ligament » et la présence de « subcracks » parallèles à l'axe de chargement à intervalles réguliers [Mandell75].

3.2.5. Propagation en mode II et mixte

La rupture translaminaire en mode II ou mixte a moins été investiguée. [Laffan13] a étudié la propagation en quasi-statique utilisant un essai *Compact Tension Shear* qui s'apparente à l'essai ARCAN et s'inspire de l'essai CT (Figure III.12), lui permettant de balayer une large plage de modes mixtes en faisant varier l'angle θ . En propagation sous chargement de fatigue, à défaut d'études recensées sur composite, on peut se référer à [Plank99] qui a utilisé un essai ARCAN sur divers alliages d'aluminium. Pour ce type d'essai, une limitation majeure est le flambement que l'on évite en ayant recours à des éprouvettes épaisses et de faible largeur ce qui peut conduire à une réduction de la longueur de coupure observable. [Plank99] précise que le critère de contrainte tangentielle maximum postulé par [Erdogan63] et largement utilisé sur matériaux isotropes prévoit une direction de propagation à $70,5^\circ$ de la direction initiale de la pré-entaille. [Murakami08] observe des directions de propagation de cet ordre en propagation de mode II sur acier. Avec un tel angle, la plage de longueur de coupure observable dépend

surtout de la largeur de l'éprouvette, qui est souvent assez faible afin de retarder le flambement. Pour forcer la propagation en mode II dans des plis à 0° , [Laffan13] a intercalé de nombreux plis à 90° , c'est-à-dire dans l'axe de la pré-entaille. Il utilise pour cela des éprouvettes de drapage $[90_4/0/90_4]_{2s}$ qui atteignent 4,68 mm d'épaisseur. Il montre des faciès de rupture différents en fonction du taux de mode II avec une zone de délaminage d'autant plus étendue que le mode II est important.

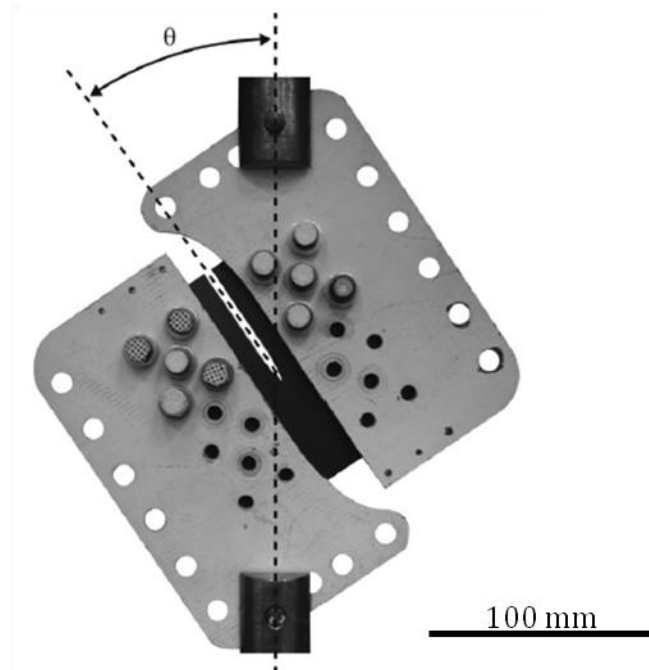


Figure III.12 - Essai Compact Tension Shear utilisé pour la propagation translaminaire en mode II et mixte I+II par [Laffan13].

En mode II pur, [Tan88] a utilisé des éprouvettes de cisaillement au rail sur lesquelles il a pratiqué 2 entailles centrées. Son étude concerne les chargements quasi-statiques uniquement. Il observe la propagation de coupures à 45° par rapport à la direction initiale de l'entaille, et fréquemment le délaminage des plis qui conduit à du flambage local.

Enfin on peut citer l'étude expérimentale de [Schmitt02] qui étudie la propagation de coupure sur des plaques en traction constante et torsion cyclique. Trois géométries d'éprouvettes avec des positions d'entailles initiales différentes ont été testées (Figure III.13).

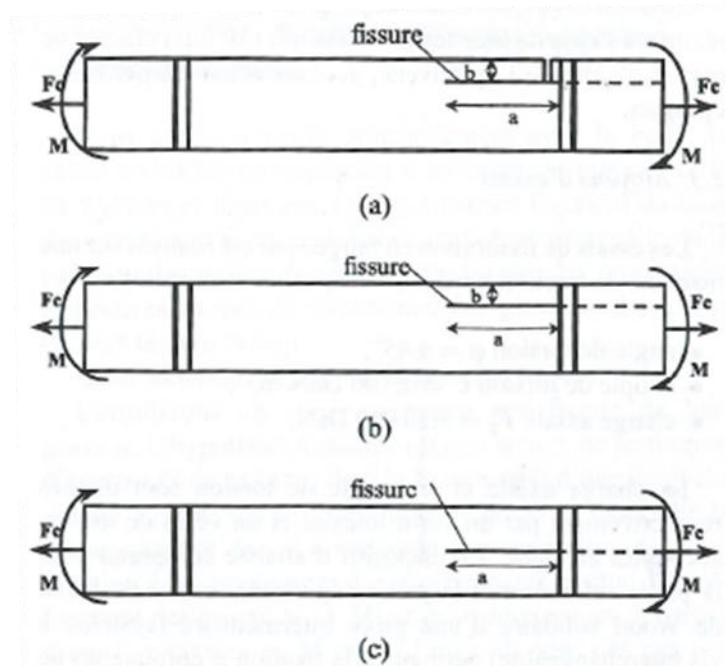


Figure III.13 – Géométries d'éprouvettes utilisées par [Schmitt02] (a), éprouvette « écharde », (b), éprouvette à « fissure de bord », (c), éprouvette à « fissure centrale ».

Il conclut que l'éprouvette de type « écharde » est critique par rapport aux deux autres, en cohérence avec les valeurs de taux de restitution d'énergie calculées par éléments finis pour chaque configuration. La vitesse de propagation a été tracée en fonction du taux de restitution d'énergie en mode I pour le cas « écharde », elle se révèle en bon accord avec une loi de Paris. Des difficultés ont été éprouvées pour suivre la propagation des « fissures de bord » et « fissures centrales », le front de coupure a été le plus difficile à suivre de par la présence de pontages de fibres et de dissymétrie entre les deux faces de l'éprouvette. Le matériau est un unidirectionnel verre/époxy et les géométries sont telles que la propagation ne traverse pas les fibres, mais l'auteur précise qu'une approche similaire peut être adoptée notamment pour des tissus.

3.2.6. Bilan

Les composites présentent une bonne résistance aux accidents géométriques de par leur capacité à s'endommager et à redistribuer les contraintes sur une zone plus étendue. Cet endommagement peut être néfaste par exemple en compression, mais s'avère bénéfique pour la durée de vie en traction cyclique. Celle-ci est fortement liée à la tenue en fatigue des fibres. En vue d'une étude expérimentale on retiendra que le temps d'initiation est généralement long, et représente la plus grande partie de l'essai. Puis la propagation se fait à une vitesse qui dépend du taux de restitution d'énergie. L'utilisation d'une loi de Paris est fréquente mais peut se révéler hasardeuse dans certains cas. L'état d'endommagement du composite dépend de sa nature et de sa géométrie, et des phénomènes spécifiques à la fatigue peuvent se révéler. Il apparaît que les zones d'ondulation des mèches favorisent la rupture et guident la trajectoire de la coupure. Enfin, la propagation en mode II apparaît plus délicate, elle soulève des difficultés expérimentales liées au flambage.

3.3. Méthodes expérimentales

3.3.1. Procédure commune aux essais de propagation en fatigue

Les essais de propagation en traction et en cisaillement ont été réalisés selon une procédure commune. L'éprouvette est préalablement entaillée par une scie à fil diamanté de diamètre 0,17mm. Un chargement de fatigue ondulé à déformation imposée est appliqué. Il est caractérisé par la déformation maximale imposée ε_{max} et le rapport de charge $R = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$ fixé à 1/3. L'essai est divisé en séquences. Une séquence est constituée d'une rampe de chargement quasi-statique jusqu'à la déformation ε_{max} , d'un palier de quelques secondes, puis d'un nombre ΔN de cycles à une fréquence f de 10 ou 20Hz selon les cas. Enfin une décharge quasi-statique jusqu'à effort nul termine la séquence. L'essai est arrêté lorsque la coupure s'est propagée sur l'ensemble de l'éprouvette ou qu'elle s'est stabilisée.

Les données d'effort et de déformation des phases de rampes quasi-statiques sont régulièrement enregistrées afin de pouvoir mesurer la baisse de rigidité de l'éprouvette en cours d'essai. Les crêtes atteintes au cours des cycles sont également contrôlées périodiquement.

Le suivi de coupure est effectué par l'acquisition d'images à l'aide d'une caméra CCD. Celle-ci enregistre des images numériques de résolution 1280x960 px², en nuances de gris codés sur 16 bits. Une source d'éclairage halogène placée derrière l'éprouvette révèle l'endommagement sur le tissu de verre. On exploite ici, à l'instar de [Marissen06] ou [Shindo05], la propriété de relative transparence des composites à base de fibres de verre ainsi que le phénomène de blanchiment de résine qui permet l'utilisation de cette technique dite de rétro-éclairage.

La procédure d'acquisition d'images est automatisée par une routine LabView®. Celle-ci surveille une sortie tout-ou-rien active uniquement lors du palier à déformation maximale de chaque séquence (Figure III.14). La sortie déclenche d'abord l'activation d'un relai alimentant l'halogène, puis la prise de vue et son enregistrement.

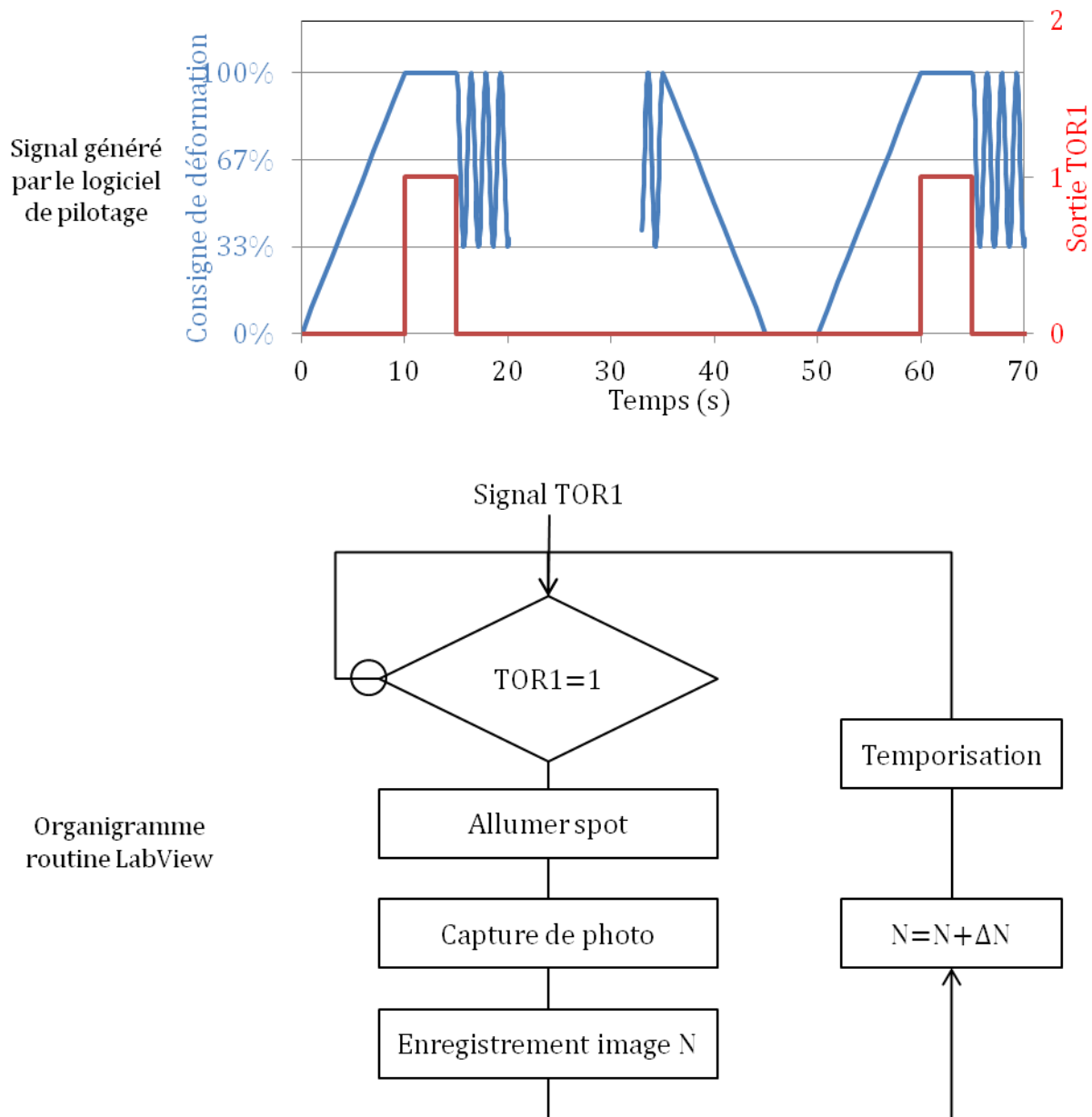


Figure III.14 – Principe de pilotage et d'automatisation de la prise de vue des essais de propagation en fatigue.

Le nombre de cycles de chaque séquence, ΔN , est fixé en fonction de la vitesse de propagation espérée de sorte qu'un nombre suffisant d'images soit enregistré. Mais de par la difficulté à évaluer cette grandeur avant l'essai, le nombre de séquences pour un essai peut varier entre 100 et 10000.

3.3.2. Méthode de dépouillement optique

L'exploitation d'un essai de propagation de coupure en fatigue se fait tout d'abord par la détermination de la vitesse de propagation. Cette grandeur est utilisée en tolérance aux dommages pour définir des intervalles d'inspection. On cherche généralement à relier la vitesse de propagation à un taux de restitution d'énergie, ou à l'exprimer en fonction de la longueur de coupure. Dans le cas des essais présentés, la vitesse de propagation et la longueur de coupure

ont été déterminées suite au dépouillement des clichés de l'éprouvette au cours de l'essai. Une routine Matlab® a été développée dans ce but. Le principe de cette routine est schématisé de manière simplifiée Figure III.15. Elle permet d'effectuer la soustraction pixel par pixel entre deux images « a » et « b », de façon à en révéler la différence, ou l'évolution du faciès de rupture de l'éprouvette entre deux instants. Ensuite, une étape de seuillage et d'amplification du contraste permet d'obtenir une image exploitable D1. Un filtrage de type Wiener est ensuite appliqué à l'image obtenue. Il s'agit d'un filtre passe-bas utilisé sur des signaux à la fois bruités et flous, qui présente l'avantage de préserver les gradients. Pour étudier nos résultats nous chercherons à comparer l'image à un nombre de cycles N par rapport à l'image initiale « 0 », ou l'évolution entre l'image N et l'image $N+\Delta N$. La résolution de la caméra et la taille du champ observé induisent une taille de pixel comprise entre 0,03 et 0,05 mm. Au cours de l'essai, le champ de vision initial peut se décaler progressivement du fait de l'environnement d'essai, et des perturbations vibratoires sur une durée de plusieurs jours. Pour améliorer la précision des mesures, une étape de recalage des images est préalablement effectuée en cherchant le couple $(\Delta x, \Delta y)$ qui maximise le produit de convolution entre les deux images d'entrée. Le principe de la routine de soustraction est finalement résumé Figure III.15 et un exemple de l'interface utilisateur est présenté Figure III.16.

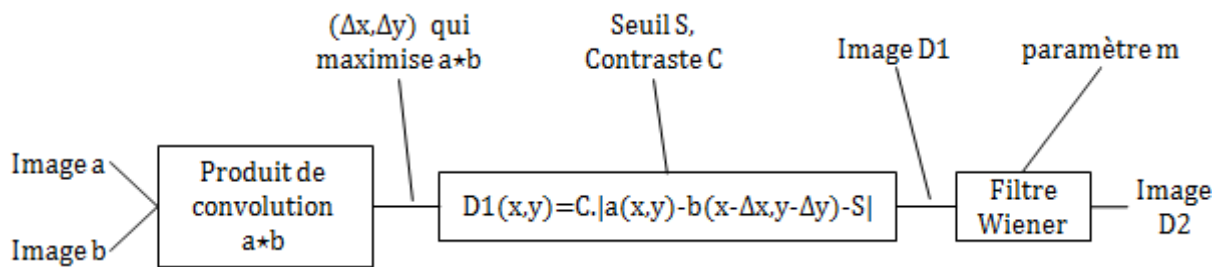


Figure III.15 – Procédure de la routine de dépouillement par différence d'images.

Cette routine a été éprouvée sur des images de propagation de traction et de cisaillement. Elle permet en outre la sauvegarde directe de l'ensemble des données de dépouillement (longueur de coupure, recalage spatial, contraste, et seuil) utilisées. Elle s'est révélée efficace pour la mesure de la longueur de coupure et la visualisation de l'évolution de l'endommagement.

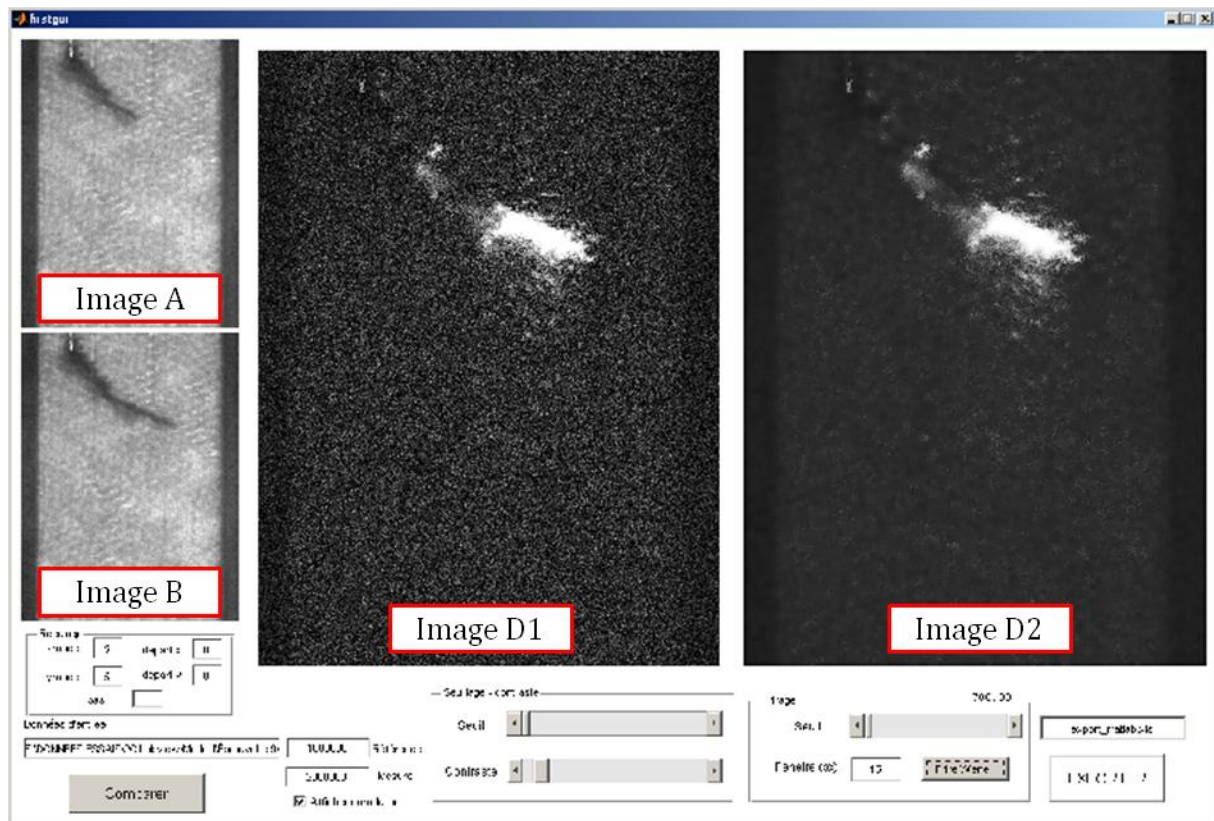


Figure III.16 – Interface utilisateur de la routine de soustraction d'images, exemple d'utilisation avec deux images brutes A et B en entrée et le rendu des opérations de soustraction, seuillage et contraste (image D1), puis de filtre de Wiener (image D2).

3.4. Essais de propagation de coupure en traction

3.4.1. Conditions d'essais – géométrie d'éprouvette

La propagation de coupure sur stratifié mince est très peu étudiée dans la littérature, et aucun essai de ce type n'a fait l'objet d'une norme. Pour reproduire l'état de contrainte qui pourrait exister dans le revêtement d'une pale, la structure de l'éprouvette de propagation en traction s'est inspirée de celle de la pale. Différentes solutions ont été testées par [Bizeul09], et on retiendra les géométries d'éprouvettes présentées Figure III.17 pour les drapages $[0/90]_n$ et $[\pm 45]_n$. Dans les deux cas, de part et d'autre des 4 plis de tissu verre/époxy étudiés, ont été ajoutés 2 plis d'unidirectionnel carbone/époxy, de 0,13 mm d'épaisseur et présentant un module d'Young mesuré à 130 GPa. Ils augmentent considérablement la rigidité de traction et de flexion de l'éprouvette, à la manière du longeron sur la pale (voir Figure I.1), et sont utilisés à la place d'un roving de fibres de verre pour leur excellente tenue en fatigue. Le rôle du revêtement dans la rigidité longitudinale d'une pale est très faible comparé à celui du longeron. Si une coupure apparaît et se propage dans le revêtement, elle affectera très peu la rigidité longitudinale pilotée par le longeron et sa déformation sera maintenue. C'est la raison pour laquelle les essais de propagation ont été pilotés en déformation par un extensomètre collé sur la bande d'unidirectionnel « longeron ».

[Bizeul09] a également démontré l'influence d'une autre bande d'unidirectionnel carbone située en amont de la coupure et analogue à un arêtier. Sur les drapage $[\pm 45]_2$, on n'observe pas ou peu de propagation avec le longeron seul. L'ajout d'un arêtier sur les drapages $[\pm 45]_2$ uniquement, permet d'observer la propagation à chaque fois que ces deux bandes d'unidirectionnel carbone supplémentaires sont présentes. Les talons sont collés par-dessus l'ensemble stratifié verre/époxy entaillé + renforts carbone.

La largeur totale w de l'éprouvette a été fixée à 50 mm, de manière à ce que la coupure puisse s'étendre sur une longueur significative.

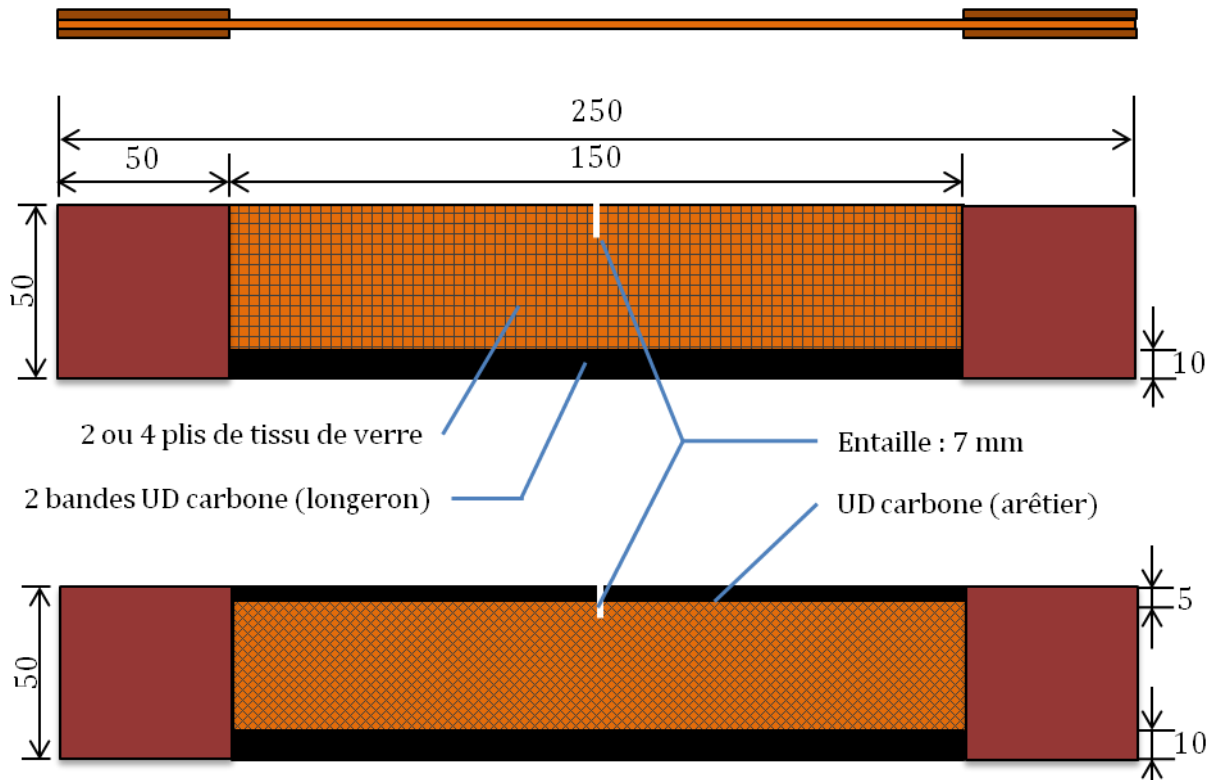


Figure III.17 - Géométrie de l'éprouvette de propagation en traction. En haut, la géométrie de base utilisée pour les drapages $[0/90]_n$ et quasi-isotrope $[0;45]_s$. En bas, l'adjonction d'UD carbone faisant office d'arêtier est utilisée pour les drapages $[\pm 45]_n$.

Une sollicitation de traction ondulée à déformation maximale $\varepsilon_{max} = 3.10^{-3}$ et rapport de charge $R = \varepsilon_{min} / \varepsilon_{max}$ de 1/3 représentative d'un chargement de vol a été appliquée pour tous les essais de propagation en traction.

3.4.2. Drapage $[0/90]_4$

Des essais ont été réalisés pour des éprouvettes chaîne, $[0]_4$, et trame $[90]_4$, c'est-à-dire pour lesquels la direction chaîne (resp. trame) est orientée dans l'axe de sollicitation. Ces essais ont été réalisés pour comparaison avec les résultats de [Bizeul11] sur une géométrie d'éprouvette identique aux $[0]_2$ et $[90]_2$, afin d'estimer l'influence que pouvait avoir le nombre de plis sur les résultats.

La propagation s'effectue dans l'axe de la pré-entaille initiale. La Figure III.18 représente un cliché de l'éprouvette en fin d'essai (a) et une image rétro-éclairée de la coupure (b).

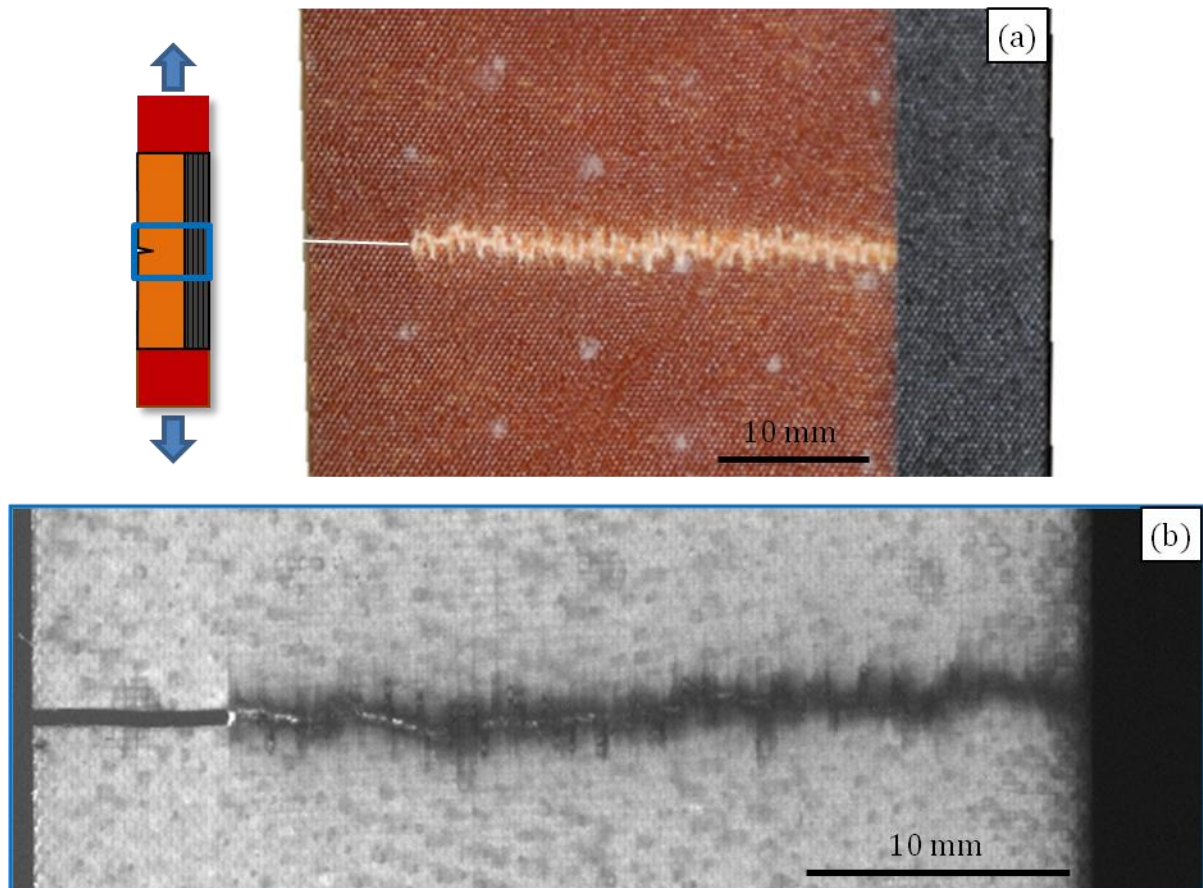


Figure III.18 – Eprouvette à la fin de l'essai de propagation en traction. (a), zone de propagation de coupure. (b), cliché obtenu par rétro-éclairage permettant de visualiser un endommagement le long de la coupure par contraste avec les zones saines.

Sur la Figure III.19, sont comparées les évolutions des longueurs de coupure au cours du temps. La longueur considérée n'inclut pas l'entaille préalable de 7 mm. Un scénario commun à toutes les éprouvettes peut être dégagé. Dans une première phase, la propagation est lente. Des longueurs de coupure non nulles sont détectées avant 10^5 cycles, et la coupure atteint généralement 5 mm entre 10^5 et $3 \cdot 10^5$ cycles. A partir de cette longueur, elle se propage rapidement, jusqu'à atteindre une stabilisation autour de 30 mm, où elle entre dans une dernière phase de stabilisation. A ce moment là, la coupure rejoint le longeron en carbone, dont la raideur importante s'oppose à l'ouverture. On montre par un modèle par éléments finis linéaire que le taux de restitution d'énergie diminue à l'approche du longeron.

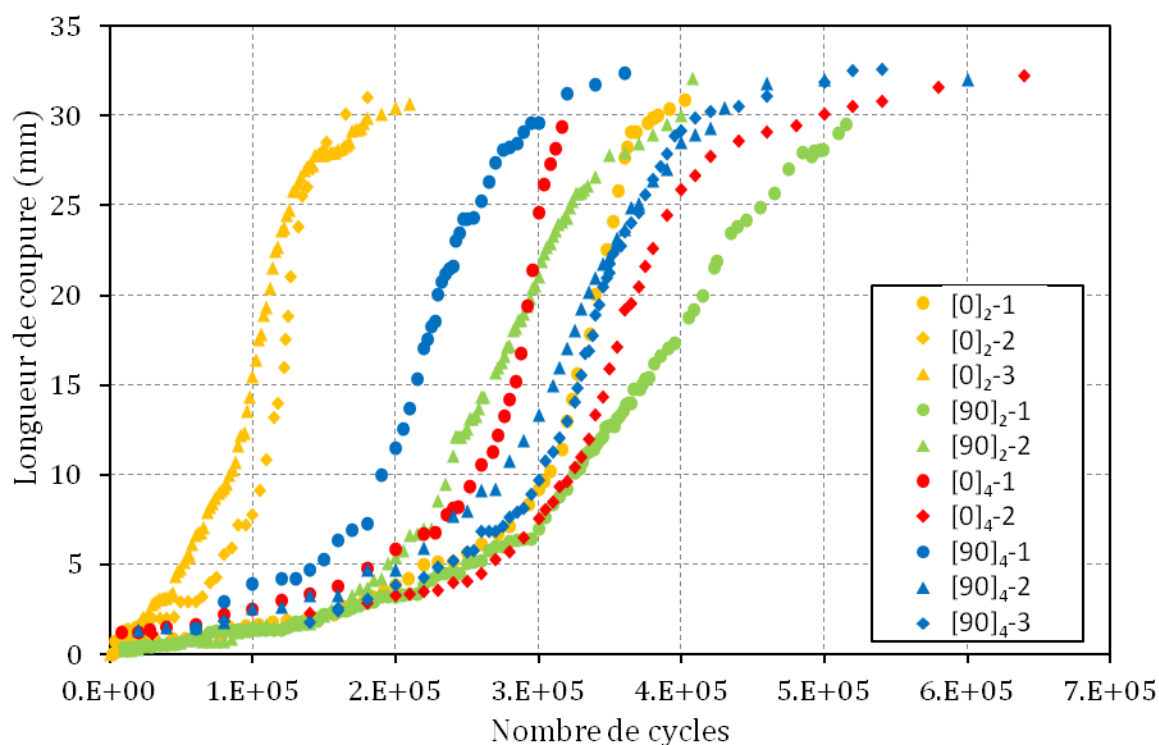


Figure III.19 - Evolution de la longueur de coupure en propagation de traction. Comparaison entre les éprouvettes de 2 ou 4 plis, sollicitées dans la direction chaîne ou trame.

Le temps d'initiation nécessaire à la rupture de la première mèche, est très difficile à identifier avec la méthode optique utilisée. On peut alors considérer le temps d'initiation comme celui nécessaire pour atteindre la seconde phase de propagation, qui intervient autour de 5 mm de coupure. Celui-ci est compris entre 5.10^4 et 3.10^5 cycles. Cette différence peut s'expliquer par le fait qu'un tel essai cumule les dispersions de la rupture des composites, celles de la rupture en fatigue, et le caractère localisé de la rupture. En effet, l'initiation comme la propagation sont influencées par une zone très locale autour de la pointe de coupure, et concernent un nombre de mèches limité, contrairement aux essais homogènes pour lesquels les incertitudes matériau se moyennent et s'annihilent. En particulier, pour piloter le temps d'initiation, on peut citer les incertitudes suivantes :

- La qualité d'usinage de la pré-entaille, et son rayon,
- sa position par rapport aux mèches en pointe de pré-entaille (sont-elles entières ou partiellement entaillées),
- sa position par rapport aux motifs de tissage des différents plis (zone d'ondulation ou non),
- le déphasage des motifs de chacun des plis dans leur superposition.

Pour aller dans ce sens, les effets de ces dispersions matériau devraient être moins sensibles en augmentant le nombre de plis, et c'est ce qu'il semble se produire en passant de 2 à 4 plis (Figure III.19).

En tenant compte de cette dispersion, on peut estimer que la différence entre éprouvettes 2 et 4 plis n'est pas significative. Cela se constate plus facilement en traçant les

vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour les essais 4 plis et pour 2 essais 2 plis (Figure III.20).

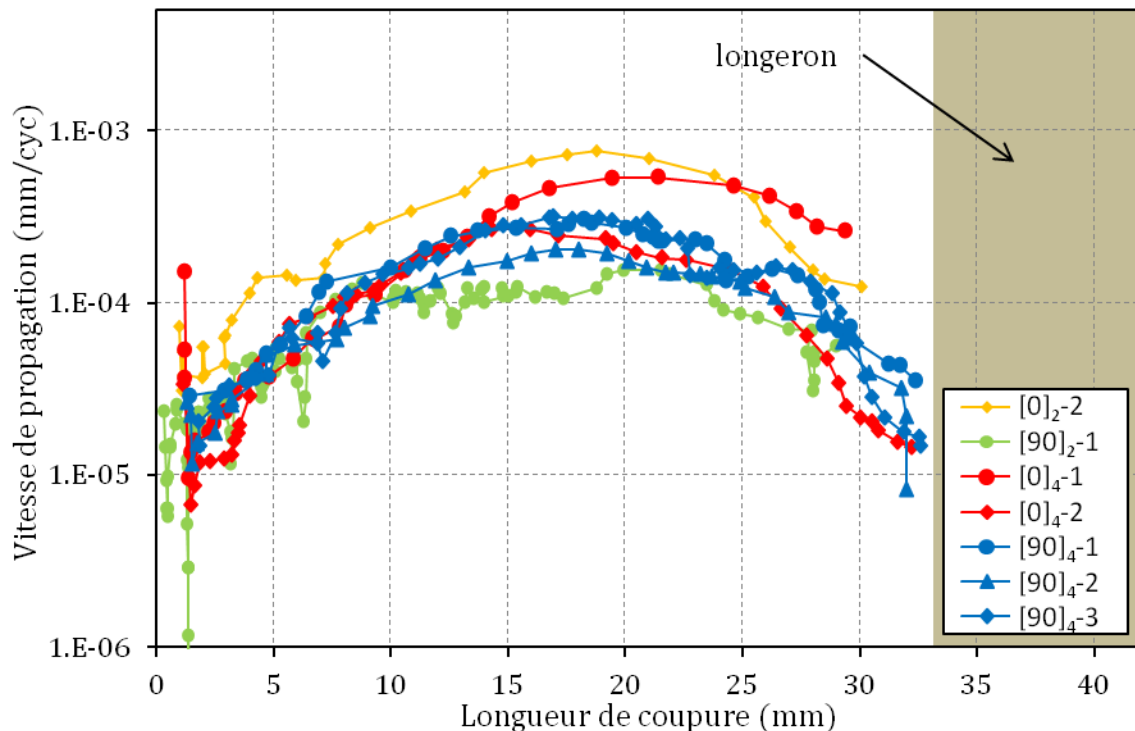


Figure III.20 - Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour des éprouvettes de 2 ou 4 plis sollicitées dans la direction chaîne ou trame.

On retrouve une propagation lente en début d'essai, qui s'accélère progressivement et chute à l'approche du longeron situé à 33 mm. Une échelle logarithmique en ordonnée permet de constater que pour des longueurs de coupure entre 10 et 25 mm, la vitesse de propagation entre les différents essais s'étale sur quasiment un ordre de grandeur sur les éprouvettes 2 plis et moins d'un demi-ordre de grandeur sur 4 plis. En rapprochant ces courbes de la Figure III.19 on vérifie que les éprouvettes les plus lentes à initier ont été les plus lentes à propager, du fait du mécanisme identifié par [Bizeul09]. Avec un temps d'initiation long, un endommagement plus important se développe sous forme de fissuration matricielle qui tend à découpler les directions de renfort et compromettre les transferts d'efforts. La concentration de contrainte en pointe de coupure est affaiblie ce qui décharge les mèches en pointe de coupure et augmente leur durée de vie. La vitesse de propagation obtenue est alors plus faible.

Par ailleurs, une différence de comportement entre les éprouvettes chaîne et les éprouvettes trame a été constatée par [Bizeul09]. Elle est perceptible pour les éprouvettes 2 plis Figure III.19, mais n'apparaît pas sur les éprouvettes 4 plis. [Bizeul09] note cette différence particulièrement marquée dans le cas d'éprouvettes plus étroites de largeur 30 mm. Sur la Figure III.21 sont reportés ses résultats pour 6 éprouvettes trames (*ie* $[90]_2$). Il compare à ces résultats les évolutions des éprouvettes $[0]_2$ ayant propagé le plus rapidement, et le plus lentement. Les éprouvettes de trame s'initient plus tard et propagent plus lentement que les éprouvettes sens chaîne.

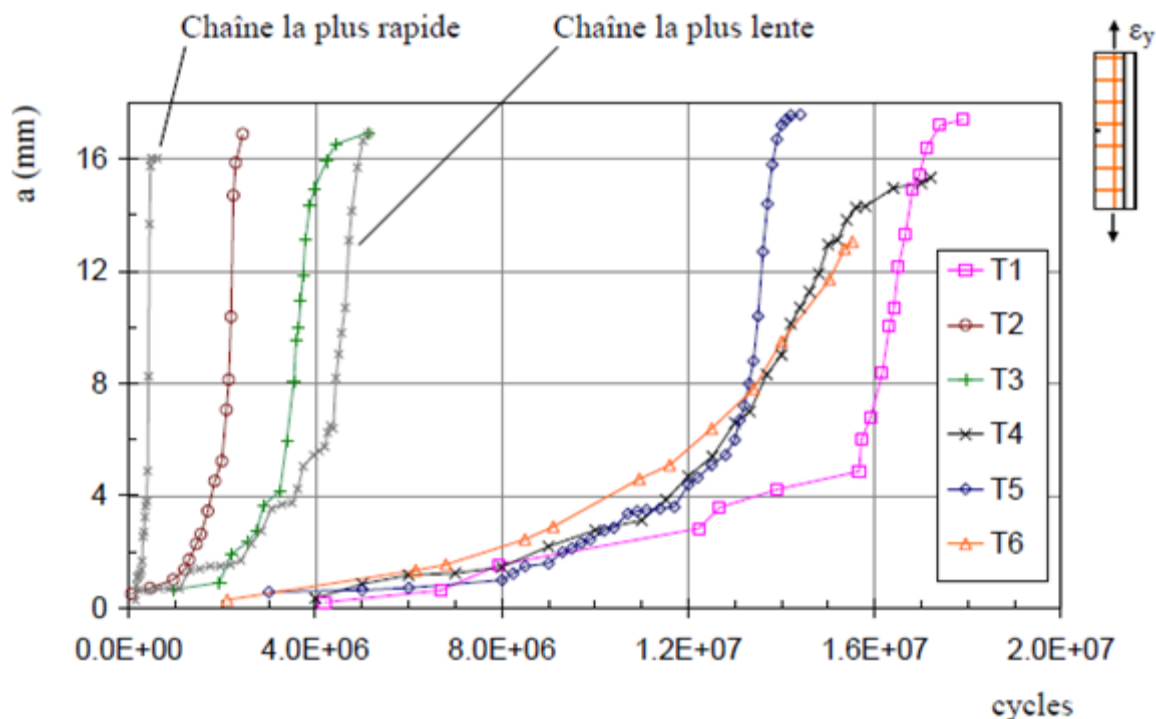


Figure III.21 – Evolution de la longueur de coupure (notée « a ») en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à mèches de trame travaillantes de largeur 30 mm [Bizeul09].

La longueur de coupure des graphes présentés notamment Figure III.19 et Figure III.20 est déterminée par technique de soustraction d'images (voir 3.3.2). Les images de la Figure III.22 comparent la progression de l'endommagement évalué par soustraction d'images entre les cycles N_1 et N_2 indiqués sur la flèche chronologique. A titre d'exemple, la première image est issue de la différence entre les images à 0 et 2500 cycles. Pour permettre une comparaison des différents résultats, les paramètres de recalage, de seuillage, de contraste, et de filtre de Wiener sont conservés identiques (voir Figure III.14).

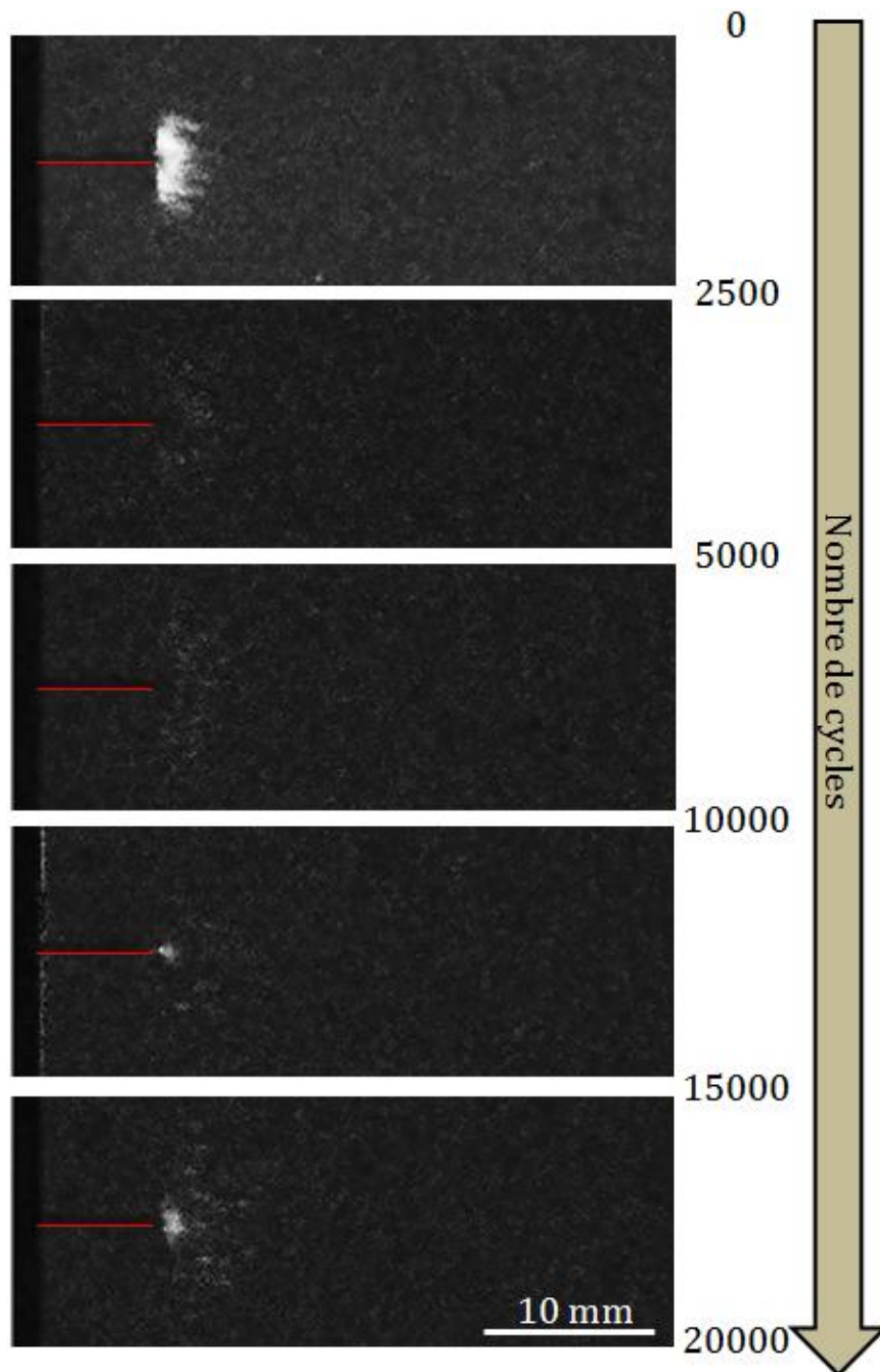


Figure III.22 – Estimation du développement de l’endommagement au début d’un essai de propagation de coupure obtenu par soustraction des images correspondant au nombre de cycles indiqué. Elles ont été obtenues pour les mêmes paramètres de post-traitement. Le segment rouge marque la pré-entaille de 7 mm.

Une zone d’endommagement très nette apparaissant dès les premiers cycles est révélée par la différence entre les deux premières images de l’essai. Par la suite, aucune évolution n’est constatée jusqu’à $N = 10000$ cycles. Puis un évènement plus localisé est détecté en pointe de l’entaille initiale. Si la mèche en pointe d’entaille avait rompu avant 10000 cycles, cette zone aurait été totalement déchargée et n’aurait pas subi d’endommagement ultérieur. Ce contraste détecté entre 10000 et 15000 cycles puis entre 15000 et 20000 cycles correspond

vraisemblablement à des ruptures de mèche, c'est-à-dire à l'initiation de la coupure. Un scénario identique a été constaté sur les autres essais réalisés dans les mêmes conditions. Il rappelle les images de [Marissen06] sur drapages quasi-isotropes de plis unidirectionnels, entaillés, et chargés de manière monotone. Le rétro-éclairage permet donc de distinguer une zone d'endommagement en amont de l'entaille, indépendamment des premières ruptures de fibres qui apparaissent plus tard.

Le long de la coupure, on peut distinguer les ruptures de fibres de l'endommagement périphérique (Figure III.7). On peut également mettre en évidence le caractère saccadé de la propagation qui constitue un aspect majeur de ce type d'essai. Pour ce faire, la comparaison d'images successives N et $N+\Delta N$ est reportée Figure III.23 pour ΔN constant et des paramètres de post-traitement constants. On observe successivement des périodes inertes du point de vue de l'endommagement visible, et des périodes d'avancée brusque de la coupure d'une longueur inférieure au millimètre, que l'on peut rapprocher de la largeur de la mèche (0,5 mm).

En réalisant un dépouillement fin de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles, on obtient de légers paliers tandis que la vitesse de propagation obtenue par différence finie est très saccadée. Pour plus de clarté, on présentera, comme en Figure III.20, des résultats filtrés.

Ce scénario de propagation par palier pourrait être affiné à l'aide de la thermographie infrarouge. [Hansen99] a remarqué sur une propagation post-impact qu'un échauffement important annonçait la rupture catastrophique de l'éprouvette, quelques cycles avant cet instant. Cependant, pour une propagation progressive et stable, ces phénomènes d'endommagement sont répartis dans le temps. On a vu en 2.2.3.3 que les augmentations de température engendrées s'évanouissaient rapidement, et que leurs détections nécessiterait une fréquence d'acquisition importante. Sur un essai de propagation, capter les phénomènes locaux de fissuration matricielle et la rupture brutale d'une mèche par thermographie demanderait l'enregistrement d'une quantité d'images très importante. Cette étude pourrait cependant être envisagée comme perspective.

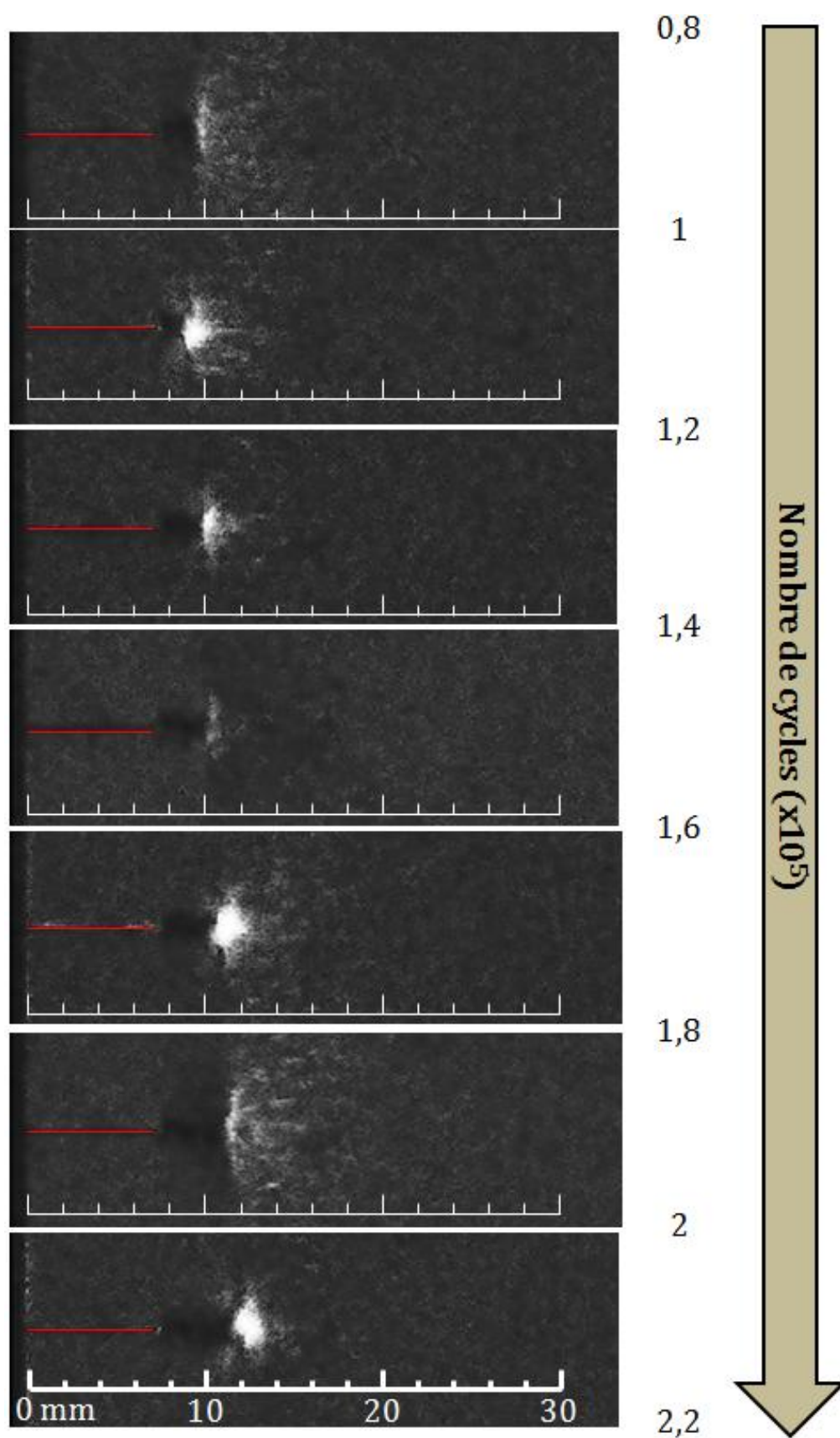


Figure III.23 – Développement de l'endommagement obtenu par soustraction des images correspondant au nombre de cycles indiqué. A titre d'exemple la première image est issue de la différence entre les images $0,8 \cdot 10^5$ et $1 \cdot 10^5$ cycles. Ces images ont été obtenues pour les mêmes paramètres de post-traitement.

3.4.3. Drapage $[\pm 45]_2$

On rappellera ici les résultats obtenus par [Bizeul09] pour des drapages $[\pm 45]_2$ (aucun essai supplémentaire n'a été réalisé lors de cette thèse). Trois essais ont été réalisés pour ce drapage sur la géométrie de la Figure III.17 avec la présence d'arêtier ; ils se sont tous les 3 propagés dans l'axe de la pré-entaille. L'initiation de la coupure est très rapide, avec un fort développement en début d'essai, qui s'atténue progressivement (Figure III.24). La progression semble s'interrompre lorsque la coupure atteint 25 à 28 mm, c'est-à-dire à 5 ou 8 mm de la bande d'UD carbone faisant office de longeron. Ces courbes présentent des paliers, ou de légères oscillations attestant du caractère discret de la propagation comme dans le cas des drapages $[0/90]_4$.

Par contre, sur l'ensemble de l'essai, le comportement est radicalement différent par rapport au cas $[0/90]_4$. Les essais sont plus longs d'un rapport 10, et les vitesses de propagation des éprouvettes $[\pm 45]_2$ (reportées Figure III.25) présentent une décroissance très marquée. En outre la dispersion apparaît plus faible pour ce drapage, qui résulte sans doute d'un temps d'initiation nul pour chaque éprouvette.

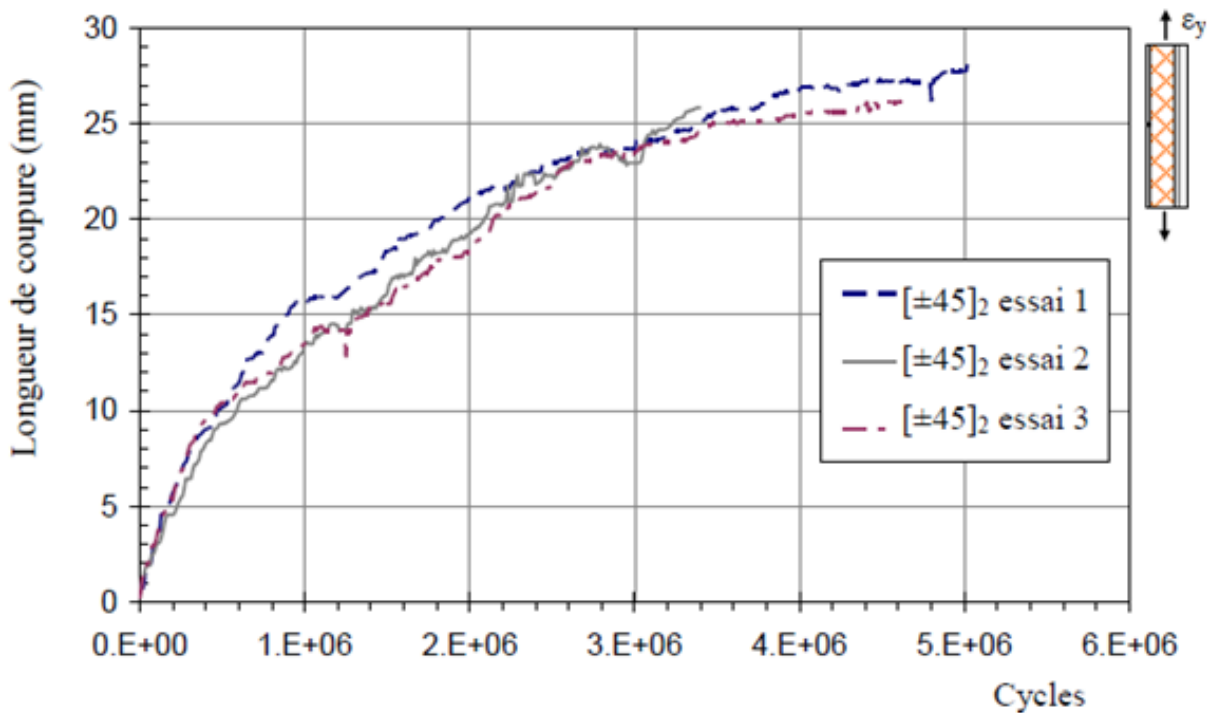


Figure III.24 - Evolution mesurée de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour 3 éprouvettes $[\pm 45]_2$ [Bizeul09].

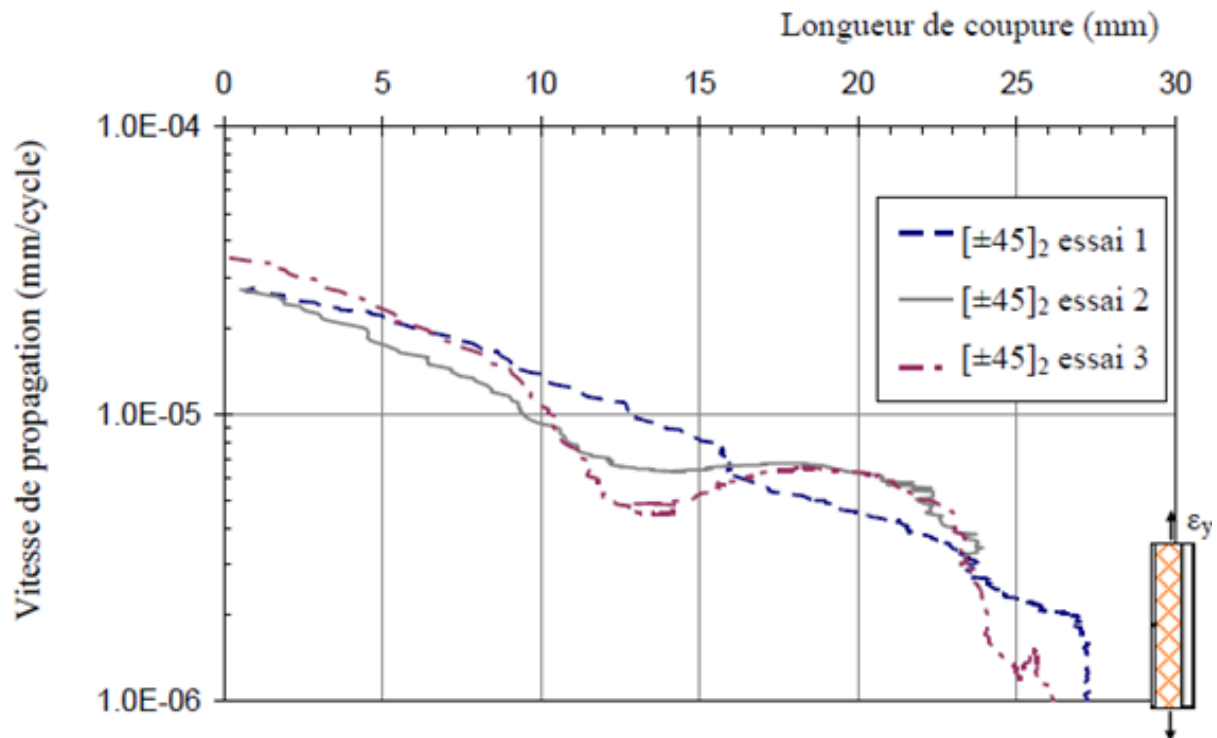


Figure III.25 – Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour 3 éprouvettes $[\pm 45]_2$ [Bizeul09].

3.4.4. Drapage quasi-isotrope

Un dernier drapage de 4 plis a été étudié pour compléter le panel d'essais de propagation sous chargement de traction. Plus précisément les drapages $[0/45]_s$ et $[45/0]_s$ ont été investigués, afin de discerner une éventuelle influence du pli externe. Les 4 faciès de rupture présentés Figure III.26, montrent une reproductibilité médiocre des trajets de fissures. Ils peuvent prendre des allures quasiment horizontales (d), incliné régulier (b), incliné perturbé (a), ou à double inflexion (c), sans que la séquence de drapage (en particulier l'orientation du pli extérieur) n'impose une quelconque tendance. Dans les cas (a) et (c), la coupure traverse l'éprouvette avec des angles marqués à 25° et 27° par rapport à l'horizontale. Or, on peut constater que le motif de tissage incliné de 45° présente un axe de points de tissage à $26,6^\circ$ (Figure III.27d).

Plus précisément, on peut voir sur cette figure, que les cas à 0° et 90° sont équivalents en termes d'orientations privilégiées des points de tissage (Figure III.27a-b). Tous deux présentent deux axes caractéristiques à $18,4^\circ$ et 45° par rapport à l'horizontale. Par contre pour les cas à $+45^\circ$ et -45° , les angles caractéristiques sont 0° et $\pm 63,4^\circ$ dans un cas (Figure III.27c), et $\pm 26,6^\circ$ et 90° dans l'autre (Figure III.27d). N'ayant pas conscience de cette distinction au moment du drapage des 4 éprouvettes, et le tissu étant équilibré, les directions $+45^\circ$ et -45° du rouleau de tissu n'ont pas été distinguées. Néanmoins, nous avons constaté après polissage post mortem des plis à $\pm 45^\circ$ de chaque éprouvette, que le motif est dans la configuration $26,6^\circ$ (Figure III.27d) pour les éprouvettes $[45;0]_s$ -1 et $[0;45]_s$ -1 et 0° (Figure III.27c) pour les éprouvettes $[45;0]_s$ -2 et $[0;45]_s$ -2, en accord avec les directions de propagation observées.

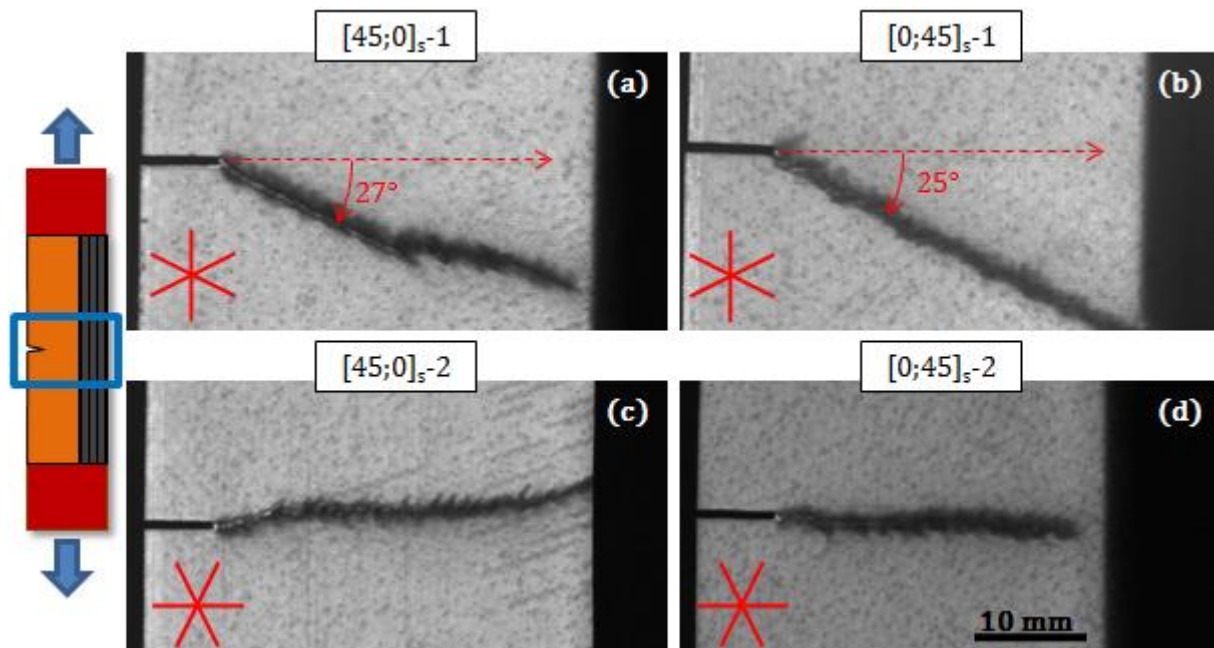


Figure III.26 - Cliché de 4 éprouvettes de drapage quasi-isotrope à la fin de l'essai de propagation en traction, obtenu par rétro-éclairage. Les croix rouges représentent les directions privilégiées des points de tissages pour les plis à $+45^\circ$ (c) et (d) ou -45° (a) et (b).

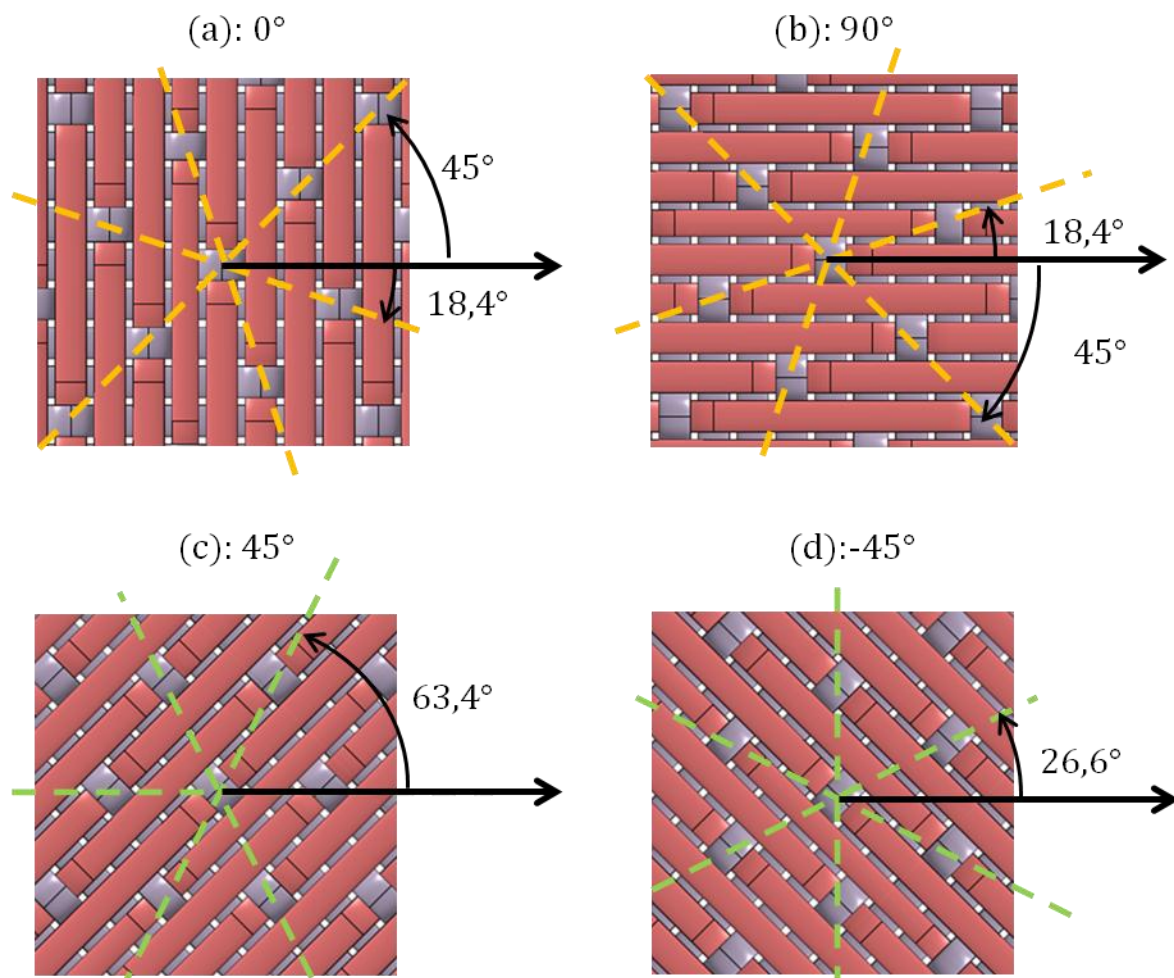


Figure III.27 - Motif de tissage de l'armure satin de 8 orienté dans différentes directions. En termes de directions privilégiées par rapport à l'horizontale, les directions 0° et 90° sont équivalentes à la symétrie près contrairement aux directions $+45^\circ$ et -45° .

L'angle de propagation d'environ 26° sur 2 des essais semble indiquer que ce sont les plis à $\pm 45^\circ$ qui pilotent la direction de propagation pour au moins deux essais. Pour les deux éprouvettes qui se propagent à 0° , la même conclusion serait hasardeuse. Une direction privilégiée des points de tissages est certes dans la direction 0° (Figure III.27c) mais cette direction de propagation est également observée pour toutes les éprouvettes $[0/90]_4$.

De plus, pour l'évolution de la longueur de coupure en fonction du temps, on retrouve sur la Figure III.28, l'allure caractéristique décrite plus haut pour les drapages $[0/90]_4$. Une initiation lente et une accélération de la vitesse sont observées alors que pour des éprouvettes $[\pm 45]_4$ de même géométrie (donc *sans arêtier*), et dont les résultats ne sont pas détaillés dans ce mémoire, l'initiation n'apparaît qu'après plusieurs millions de cycles et la propagation est beaucoup plus lente. Quantitativement, on distingue deux éprouvettes ayant un temps d'initiation inférieur à $5 \cdot 10^5$ cycles et dont la cinétique est proche des éprouvettes $[0/90]_4$ et deux éprouvettes beaucoup plus lentes avec un nombre de cycles 5 à 10 fois plus important. Les deux propagations les plus rapides correspondent aux deux propagations horizontales. Les vitesses de propagation en fonction de la longueur de coupure (Figure III.29) clarifient cette différence pour les 15 premiers millimètres avec 2 courbes plus lentes que les deux autres de quasiment une décade. A partir de 20 mm, et à l'approche du longeron, les 2 éprouvettes les plus rapides ralentissent, tandis que les deux plus lentes se stabilisent : la différence entre les deux comportements s'estompe. Par contre, l'orientation des plis externes $[0/90]$ ou $[\pm 45]$ c'est-à-dire la distinction entre les configurations $[0;45]_s$ et $[45;0]_s$ se révèle n'avoir aucune incidence sur les résultats.

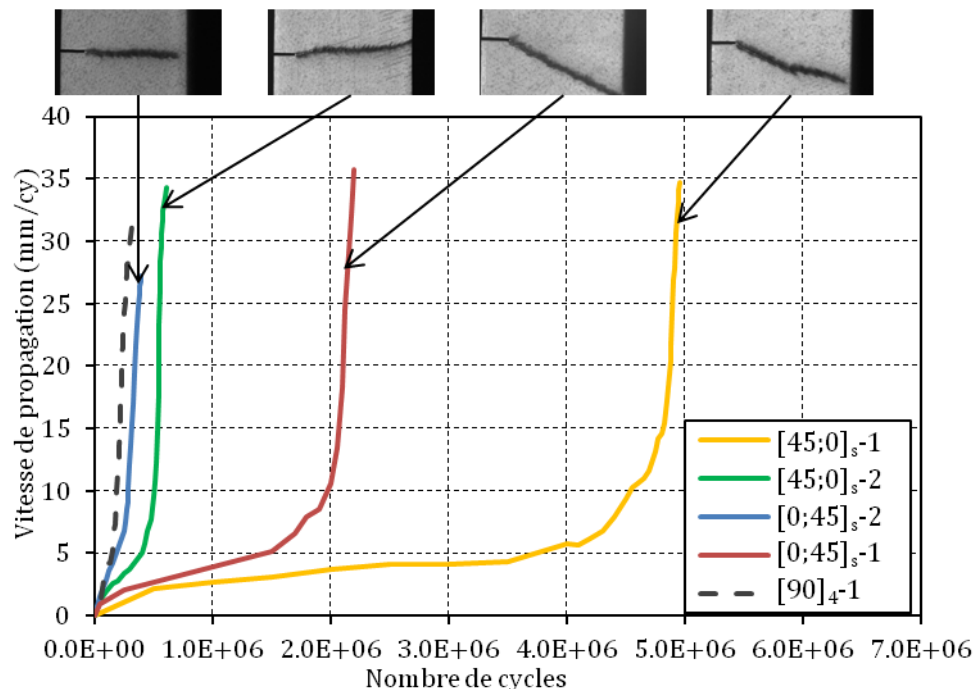


Figure III.28 – Evolution mesurée de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à revêtement quasi-isotrope, et faciès de rupture correspondants.

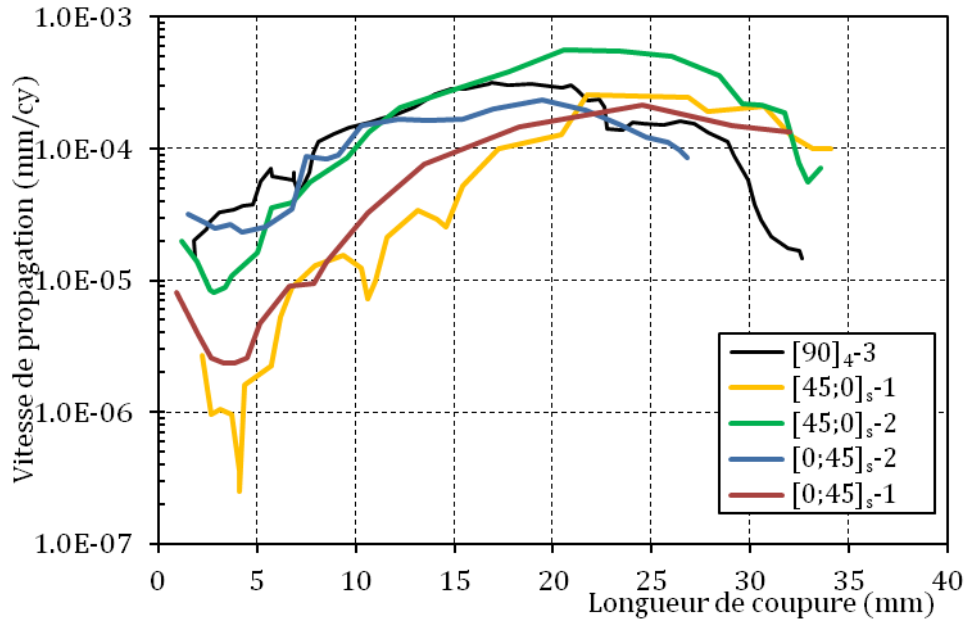


Figure III.29 – Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour des éprouvettes quasi-isotropes et une éprouvette $[90]_4$.

Pour conclure, en dépit du faible nombre d'essais, il apparaît que la disposition du motif de tissage des plis à $\pm 45^\circ$ par le choix de la direction $+45^\circ$ ou -45° dans le drapage, a une influence sur la direction de propagation et sur sa vitesse, et que le cas Figure III.27c est le plus pénalisant sur la durée de vie. Dans l'autre cas, les plis à $\pm 45^\circ$ semblent guider la propagation, bien que sa vitesse correspondent clairement à celles que l'on mesure sur drapages $[0/90]_n$. Le lien entre la direction de drapage et la direction de propagation soulève une question de causalité. Il est difficile de dire si la vitesse de propagation plus faible dans la configuration Figure III.27d découle de la direction de l'agencement des points de tissages, ou de la direction prise par la coupure qui elle-même est causée par l'agencement des points de tissages.

3.5. Essais de propagation de coupure en cisaillement

3.5.1. Géométrie de l'éprouvette

L'essai de cisaillement a été développé dans l'optique de réaliser des essais de propagation de coupure en fatigue. L'éprouvette doit être adaptée à l'essai de cisaillement. [Tan88] a introduit des entailles centrées dans les deux parties cisailées de l'éprouvette. Chacune comporte deux extrémités, son essai consiste donc en la propagation de 4 coupures sous chargement quasi-statique. Il a constaté la croissance de ces 4 coupures mais non simultanément du fait de la dispersion classique des phénomènes de rupture. La présente étude s'attache à appréhender la propagation sous chargement cyclique qui est sujette à des dispersions importantes notamment par le temps d'initiation qui peut varier sur un ordre de grandeur [Bizeul10]. Dans une configuration à plusieurs pré-entailles, l'initiation d'une des coupures pourrait interférer avec l'initiation et la propagation des autres entailles, rendant hasardeuses les comparaisons entre résultats. Par conséquent, il est apparu judicieux d'utiliser

une seule pointe de coupure. La solution que nous avons retenue, utilise donc une pré-entaille débouchante de longueur a_0 , dont la position est paramétrée par le rapport b/w (Figure III.30). Le paramètre b/w prend les valeurs 0,2 ou 0,5 selon les cas, tandis que a_0 a été fixé à 25 mm, de manière à s'exempter des effets de bords, et que la dissymétrie de l'éprouvette ne conduise par à une déviation trop importante du rail central. A l'aide d'un calcul par éléments finis de l'essai de cisaillement au rail, en imposant le rail central rigide mais libre dans le plan, on peut estimer, pour une déformation de cisaillement appliquée $\gamma = 12 \cdot 10^{-3}$, que le déplacement selon x du rail central est limité à 3 μm . La Figure III.31 représente le maillage et les conditions limites imposées pour ce calcul. Ce modèle a permis de vérifier que l'entaille ne perturbe pas l'homogénéité du champ de déformation dans la zone non-entallée. Cette zone non entaillée a donc été utilisée pour mesurer la déformation via l'extensomètre adapté au cisaillement, collé sur cette partie de l'éprouvette (Figure III.30).

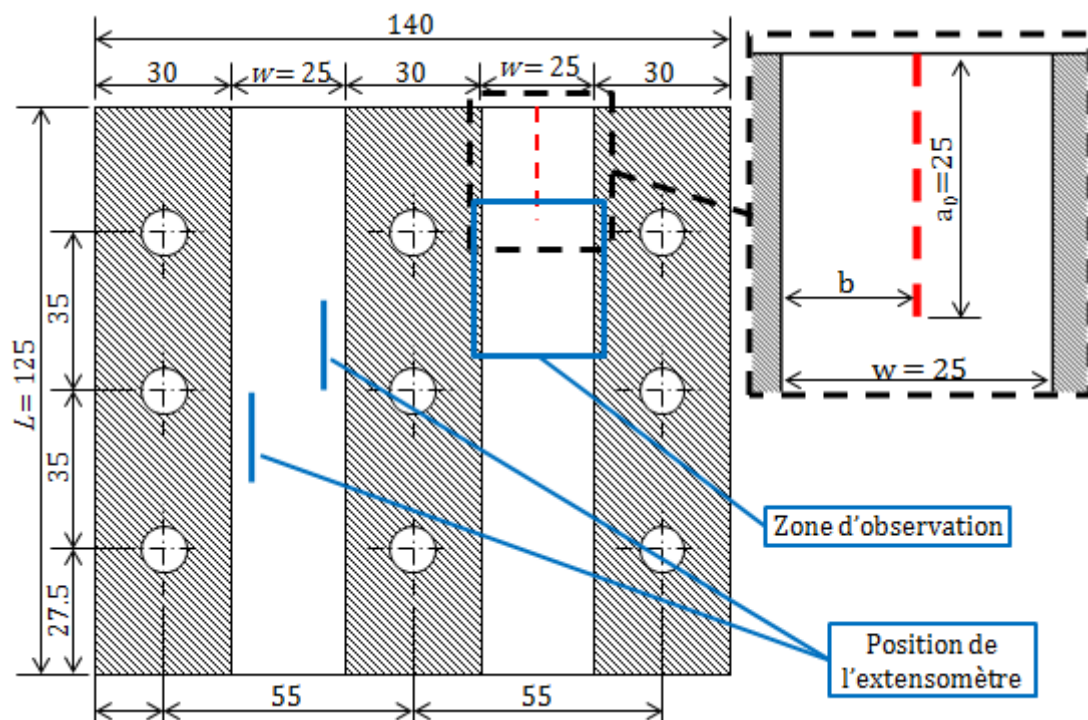


Figure III.30 – Géométrie de l'éprouvette de propagation de coupure en cisaillement adoptée pour cette étude. La largeur w est constante, imposée par le montage, le paramètre a_0 a été fixé à 25 mm, et b/w vaut 0,2 ou 0,5 selon les cas.

Les pré-entailles des éprouvettes ont été réalisées à l'aide d'une mini scie circulaire, et par une scie à fil diamanté de 0,17 mm de diamètre pour les derniers millimètres.

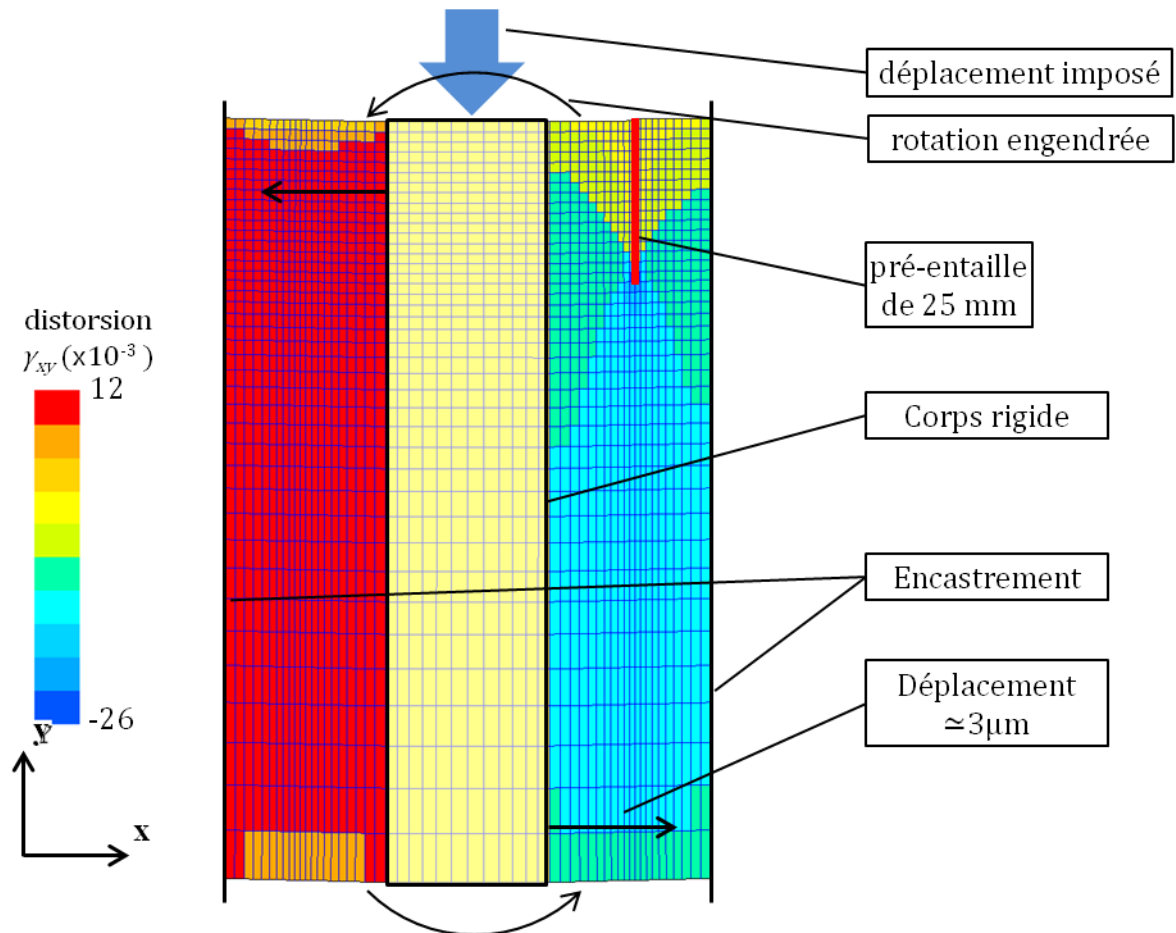


Figure III.31 - Champ de distorsion angulaire γ_{xy} et conditions limites du modèle par éléments finis de l'essai de cisaillement au rail permettant d'estimer la rotation du rail central.

3.5.2. Cas du drapage $[0/90]_4$

3.5.2.1. Essai sous chargement quasi-statique

Bien que nous soyons focalisés sur la propagation en fatigue, 3 essais ont été réalisés sous chargement quasi-statique afin de tester le dispositif. Ces essais ont été réalisés à déplacement imposé pour des vitesses entre 0,005 et 0,03 mm/s. Un extensomètre collé sur la partie non-entaillée a été utilisé pour mesurer la déformation homogène. D'autre part, la stéréocorrélation a été employée pour contrôler le déplacement hors plan et l'éventuel flambement. La Figure III.32 montre une éprouvette à différents niveaux de déformation. Les éprouvettes n'ont pas présenté de flambement, et la coupure s'est propagée de manière stable, dans une direction à 45° de l'axe de la pré-entaille, et perpendiculairement à la direction de traction maximale.

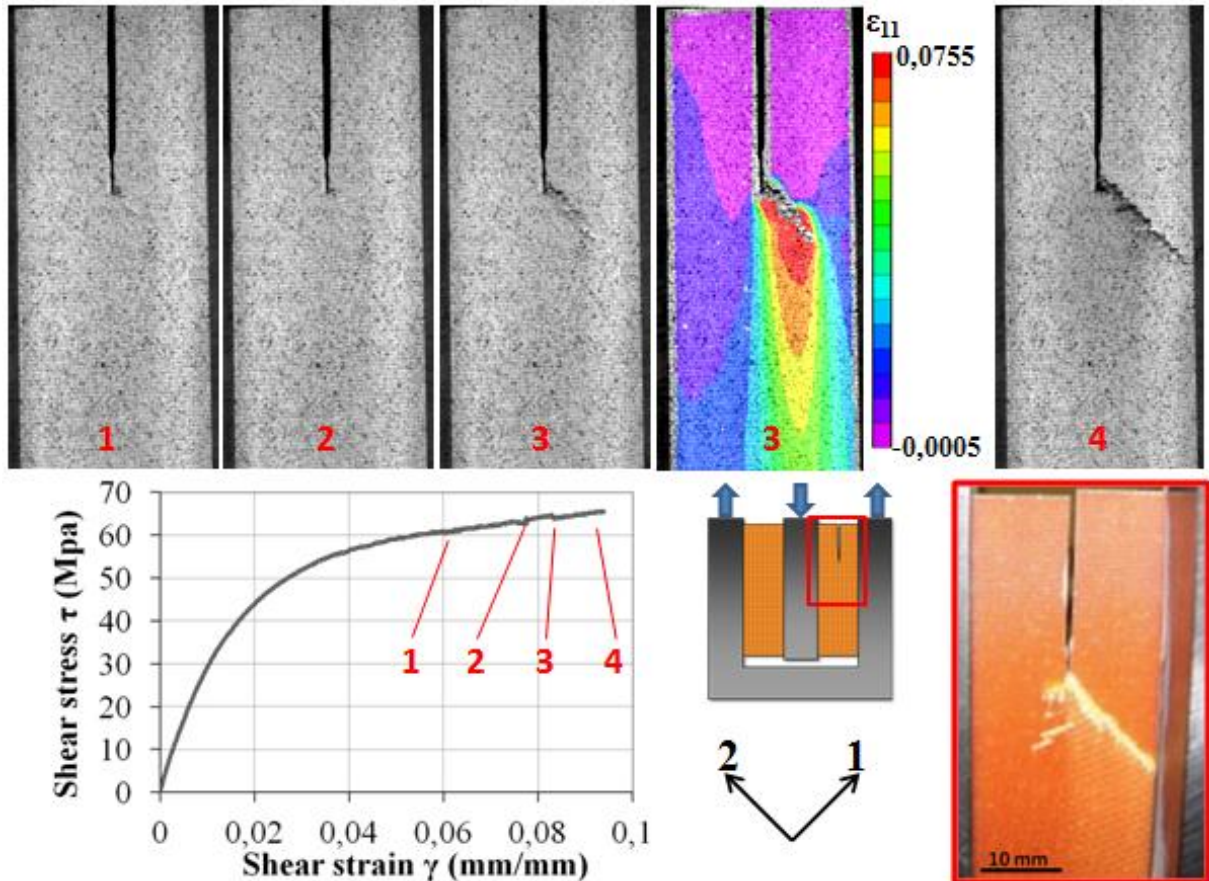


Figure III.32 – Résultats d'essai de propagation d'un stratifié $[0/90]_4$ entaillé sous chargement de cisaillement quasi-statique. Différents états sont représentés correspondant à des niveaux de déformation croissants. Le champ de déformation dans le repère (1,2) obtenu par stéréocorrélation est représenté pour l'état 3.

Pour prédire la direction de propagation en milieu anisotrope [Buczek85] a proposé le critère de « ratio de contrainte normale » qui prend en compte le rapport entre la contrainte normale $\sigma_{\theta\theta}$ et la résistance dans cette direction $T_{\theta\theta}$:

$$R(\theta) = \frac{\sigma_{\theta\theta}}{T_{\theta\theta}} \quad (\text{III.6})$$

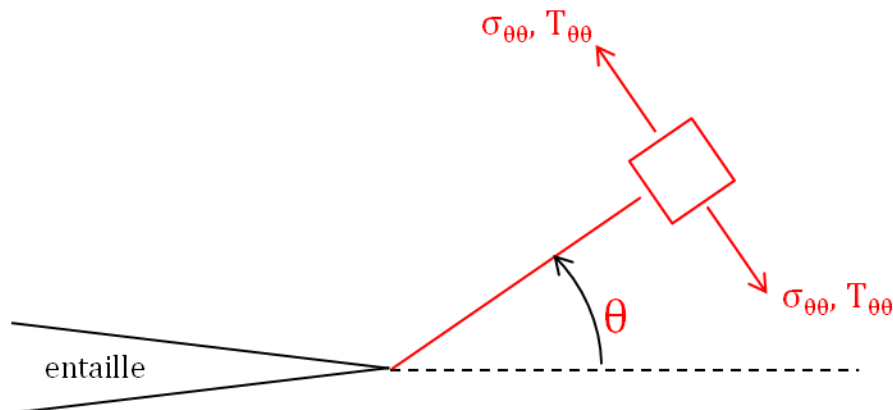


Figure III.33 - Illustration des notations de contrainte et résistance normales en pointe d'entaille.

Le critère suppose la propagation de la coupure dans la direction θ_c pour lequel $R(\theta_c)$ est maximum. [Beuth89] a comparé les résultats de ce critère à des résultats d'essais de sollicitations planes et pour diverses directions de stratifiés unidirectionnels. Il définit la résistance du pli dans la direction θ par une loi elliptique en fonction des résistances en traction à 0° , X_t et à 90° , Y_t :

$$T_{\theta\theta} = X_t \sin^2 \theta + Y_t \cos^2 \theta \quad (\text{III.7})$$

Dans le cas d'un tissu équilibré, cette hypothèse est inappropriée puisqu'elle suppose une résistance identique dans toutes les directions (car $X_T = Y_T$). En réalité cette résistance est minimale à 45° , la direction où les fibres sont le moins sollicitées. Sans connaître le champ de contrainte en pointe de coupure, le critère de ratio de contrainte normale pourrait être plus facilement atteint pour $\theta = 45^\circ$.

La réponse de l'éprouvette en contrainte/déformation homogène est également représentée Figure III.32. L'initiation de l'entaille a lieu pour une déformation d'environ 8.10^{-2} . La chute de contrainte associée est minime. On peut l'expliquer par la section d'éprouvette travaillante (voir Figure III.30), prépondérante par rapport à l'avancée de la coupure.

3.5.2.2. Cas $w/b = 0,5$

Deux essais ont été réalisés avec les paramètres $\gamma_{max} = 12.10^{-3}$, $R = 1/3$, $f = 10\text{Hz}$ et $b/w = 0,5$ sur les éprouvettes S1 et S2 qui ont totalisé respectivement $7,5.10^6$ et 12.10^6 cycles. La Figure III.34 montre l'évolution de la coupure au cours de l'essai, à travers quelques images de la caméra utilisées pour le dépouillement. La coupure ne se propage pas dans la direction de la pré-entaille initiale ni dans celle du cas quasi-statique. Elle emprunte une direction inclinée d'environ 70° par rapport à la pré-entaille. On observe également une zone d'endommagement prononcée sur environ 20 mm sous la coupure (repassée en rouge Figure III.34) que le rétro-éclairage révèle par un assombrissement local. Des fissures secondaires très sombres semblent s'initier de la coupure principale à intervalles réguliers, et se propager sur quelques millimètres. Ce faciès rappelle celui observé par [Mandell75] en traction (Figure III.11).

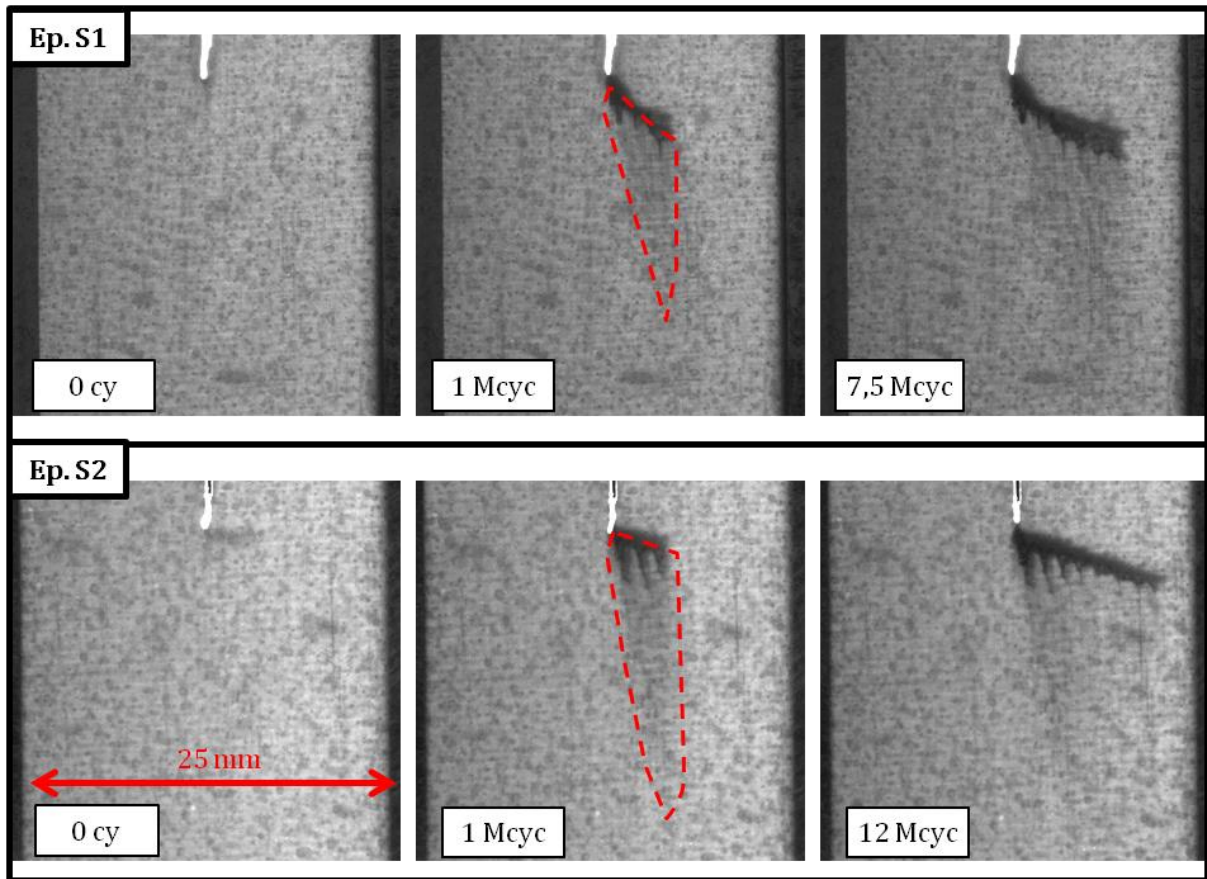


Figure III.34 – Illustration de la propagation de coupure en cisaillement pour les éprouvettes S1 et S2. A gauche, les faciès de la pointe d'entaille avant l'essai. Au centre, l'éprouvette après 10^6 cycles, la zone d'endommagement apparente sous la coupure a été repassée en pointillés rouges. A droite, la coupure en fin d'essai.

La zone d'endommagement est plus flagrante par soustraction d'images et seuillage selon la procédure précédemment présentée (3.3.2). La progression pour l'éprouvette S2 est reportée Figure III.35. La coupure principale apparaît entourée d'une zone d'endommagement intense sur environ 2 mm de large. Sous la coupure, l'endommagement révélé par cette technique apparaît jusqu'à une distance importante d'une vingtaine de millimètres.

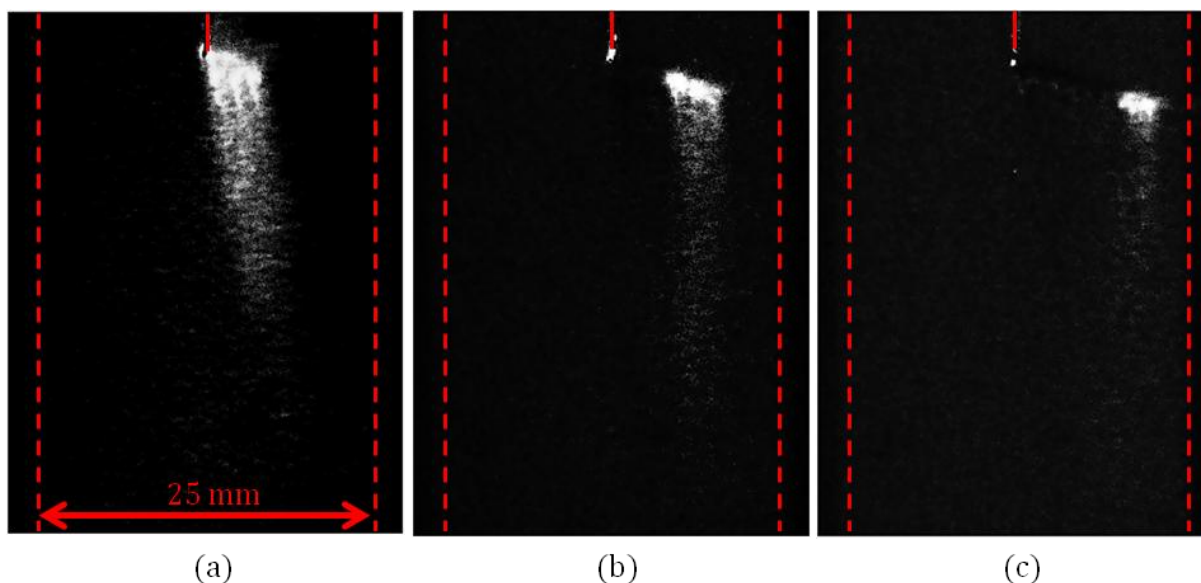


Figure III.35 - Evolution de l'endommagement en propagation sous chargement de cisaillement de l'éprouvette S2 obtenue par soustraction d'images. (a), entre image initiale et 10^6 cycles, (b) entre 10^6 et 5.10^6 cycles, (c) entre 5.10^6 et 12.10^6 cycles.

Dans les deux cas, S1 et S2, la direction de propagation est guidée par le motif de tissage (Figure III.36). La zone de propagation de l'éprouvette S2 a été prélevée et polie pour observation MEB (Figure III.36d). Il apparaît clairement que le motif de tissage impose le chemin à la coupure. La coupure elle-même reproduit un motif. Selon une période spatiale de 3 mèches horizontales, un point de tissage est rompu, puis la progression se fait plus ou moins le long de la mèche verticale suivante, avant de se réorienter vers le point de tissage suivant. Si l'on considère le sens d'application du cisaillement, en descendant avec un léger angle par rapport à l'axe vertical, la coupure se propage quasiment perpendiculairement à la direction de traction maximale (45°). On portera surtout l'attention sur le fait que 4 plis sont superposés mais que leurs points de tissage n'ont aucune raison d'être alignés, et également que les positions de leurs motifs de tissage relativement les uns aux autres varient selon l'éprouvette. Comme pour le cas de traction, le fait de superposer 4 plis au lieu de 2 devrait avoir pour effet de moyenner cette incertitude. Néanmoins, la forme tridimensionnelle de la coupure doit être beaucoup plus complexe que l'image obtenue par une seule coupe peut nous montrer. On peut imaginer que lorsque la coupure se dirige vers le bas de l'image MEB, elle est peut-être guidée par le point de tissage d'un pli inférieur. Cette hypothèse pourrait être confirmée par des coupes plus profondes de l'échantillon, voire l'utilisation de tomographie qui pourrait apporter la visualisation de la coupure dans l'espace, et améliorer notre compréhension à ce sujet. Ces déviations de la coupure que nous avons nommées « coupures secondaires » ou « *subcracks* » (terme employé par [Mandell75]) traversent en fait réellement des mèches horizontales. Elles s'accompagnent de fissuration matricielle se développant dans les mèches verticales, générant l'endommagement révélé par les images optiques (Figure III.34). Il apparaît en bas de l'image MEB qu'elles traversent l'intervalle entre deux mèches avec un angle de 45° donc perpendiculairement à la direction de traction maximale.

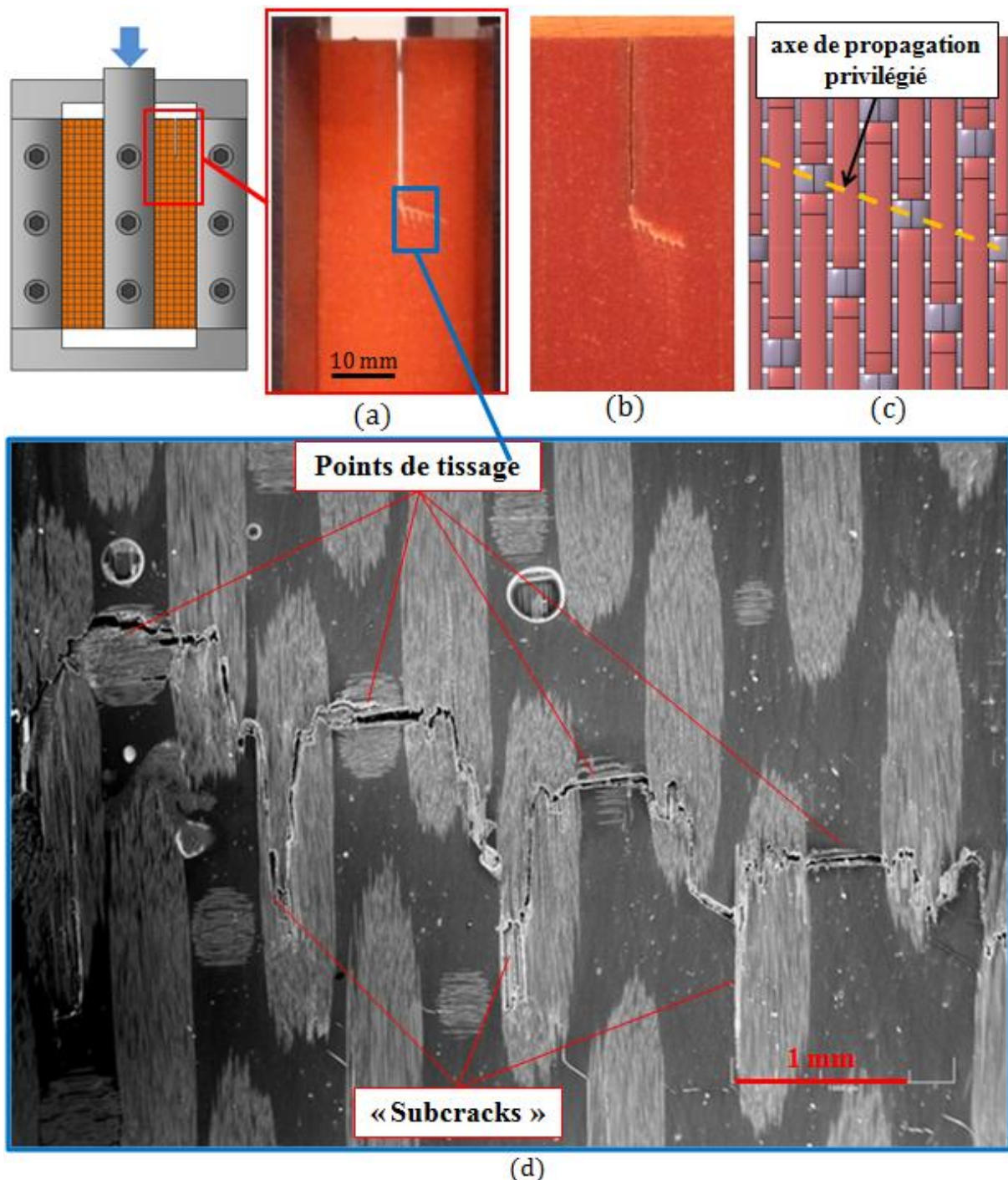


Figure III.36 – Mise en évidence du trajet de coupure privilégié par les points de tissage dans le cas de la propagation de coupure en cisaillement. (a) et (b), clichés de l'éprouvette après propagation. (c), schéma de l'armure satin de 8. (d), vue post-mortem au MEB de l'éprouvette S2 qui met en évidence le trajet de la coupure à travers les points de tissage et les fissures secondaires à intervalles réguliers.

La zone où l'on a pu visualiser l'endommagement a été inspectée. Des micro-fissures ont été détectées dans les mèches verticales jusqu'à 10 mm sous la coupure, mais pas au-delà (Figure III.37). On remarque que celles-ci se propagent selon un léger angle par rapport à la verticale. Un agrandissement montre la rupture sporadique de fibres permettant cet angle.

Aucune fissure n'a pu être observée au-delà de 10 mm à la verticale de la coupure, alors que la soustraction d'images révèle un changement de teinte étendu sur environ 20 mm. La zone d'altération de couleur identifiée optiquement a été reportée sur la Figure III.37 en pointillés rouges. Le blanchiment de résine est attribué au phénomène de craquelures (*crazes* en anglais qui donne le *crazing*) ou à la cavitation des nodules de chaînes polymères [Hiver02]. Ces phénomènes sont difficilement visibles aux grossissements employés ici, mais ces images permettent de conclure que la fissuration matricielle principale ne suffit pas à expliquer le blanchiment de résine observé.

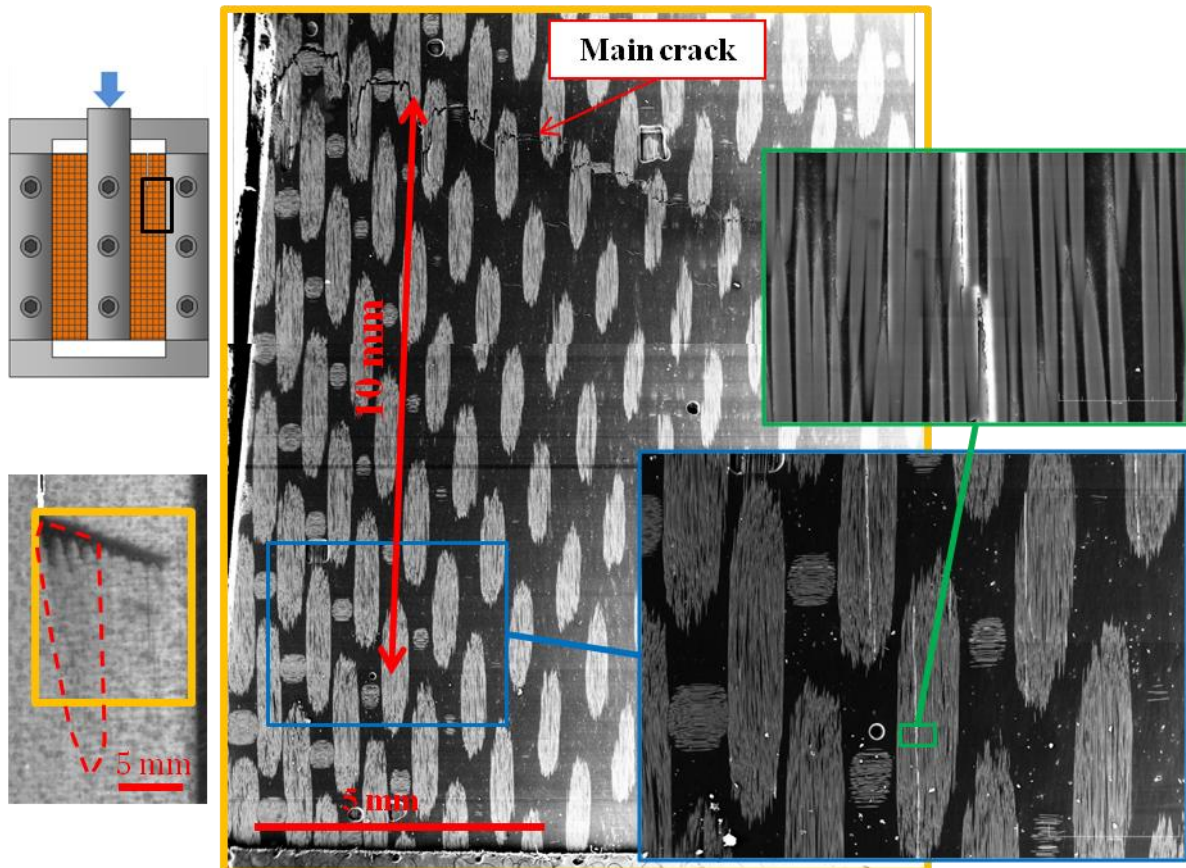


Figure III.37 – Cliché MEB de la zone d'endommagement. On observe la présence de fissuration matricielle dans les mèches verticales jusqu'à 10 mm à l'aplomb de la coupure. Ces fissures se propagent avec un léger angle par rapport à la direction des mèches. Le grossissement montre que ces fissures traversent des fibres en se propageant.

Finalement un dernier groupement d'images MEB (Figure III.38) nous montre un faciès de rupture complexe, très endommagé, par de la micro-fissuration. La coupure traverse les mèches, par l'intermédiaire de *subcracks* qui se propagent simultanément. Elles évoluent quasiment longitudinalement le long des mèches et les traversent par endroit. Elles rejoignent la mèche suivante en se propageant à 45° (Figure III.38). Dans ces zones inter-mèches riches en résine, que l'on peut considérer comme isotropes, la direction de propagation selon le critère de contrainte normale, $\sigma_{\theta\theta}$, maximale semble s'appliquer.

La pointe de coupure paraît très tourmentée (agrandissement rouge). La coupure s'arrête entre deux mèches avec un angle de 45°, perpendiculaire à la direction de traction maximale en configuration homogène. Des microfissures dans la direction orthogonale sont

également visibles. Elles prennent vaguement la forme de « *cusp* » ou « *hackle* » (grossissement en haut à droite) typique du cisaillement mais orientées perpendiculairement à la direction naturelle compte tenu du sens de cisaillement appliqué (voir [Pettersson06]). A cet instant là, la coupure se propageait avec une vitesse inférieure à 10^{-6} mm/cy. Il se peut que cet état soit produit par une accumulation de pseudo-plasticité avec le nombre de cycles.

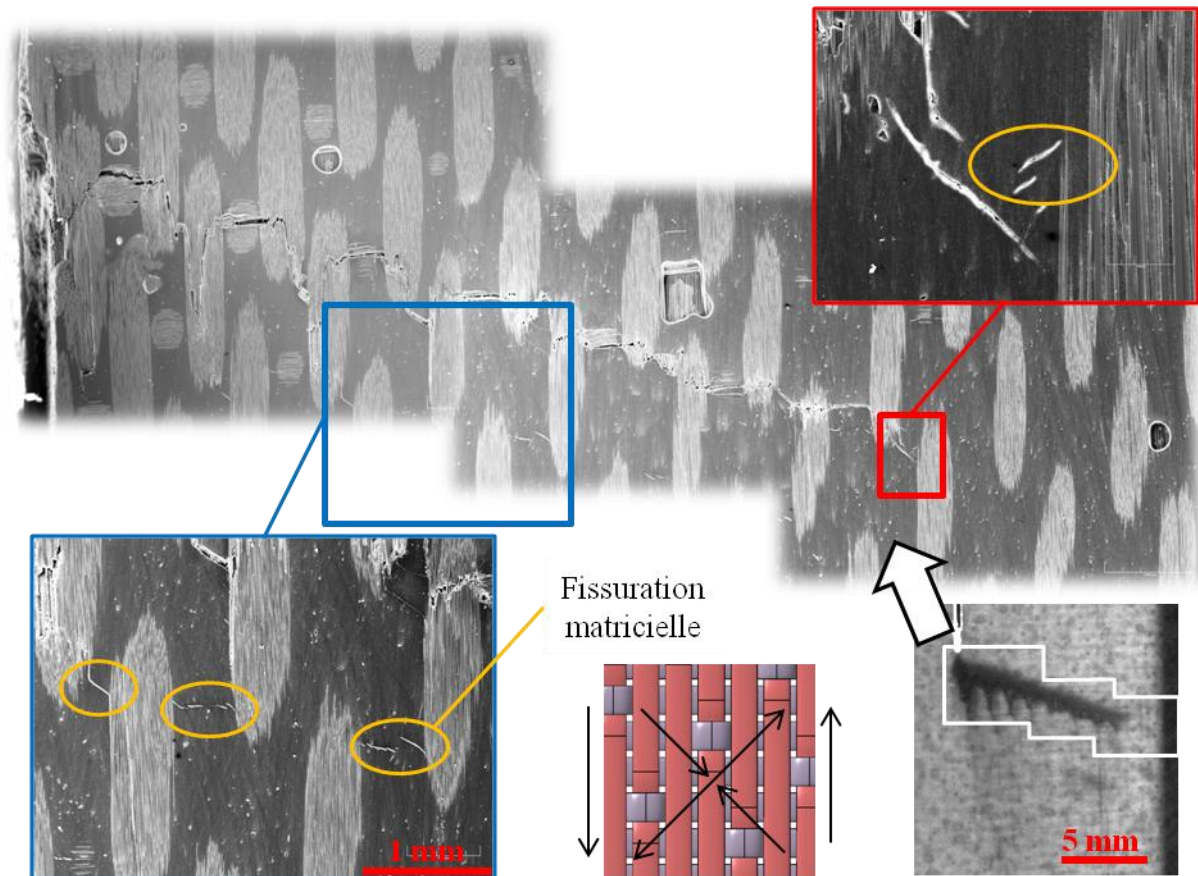


Figure III.38 – Cliché MEB de la coupure entière. On aperçoit de la fissuration matricielle à 45° dans les zones riches en résine (agrandissement bleu). La pointe de coupure est visible dans l'agrandissement rouge.

Un autre essai a été réalisé dans la configuration suivante : $12 \cdot 10^6$ cycles à $\gamma_{max} = 6 \cdot 10^{-3}$ puis la déformation a été augmentée à $12 \cdot 10^{-3}$, jusqu'à rupture. Sur la Figure III.39, on peut constater que l'endommagement s'est très peu développé pendant la phase à déformation faible, puis il s'étend de manière importante dès lors que la déformation a été augmentée à $12 \cdot 10^{-3}$. Le phénomène de « subcrack » apparaît alors, ce qui semble montrer que le chemin de la coupure est influencé par le niveau de sollicitation. Pour $\gamma_{max} = 6 \cdot 10^{-3}$, la zone d'endommagement visible est très faible (Figure III.39a) et la coupure se propage en ligne droite. A $\gamma_{max} = 12 \cdot 10^{-3}$, la coupure emprunte un chemin accidenté analogue à celui de la Figure III.36, et la zone d'endommagement est beaucoup plus importante (Figure III.39b).

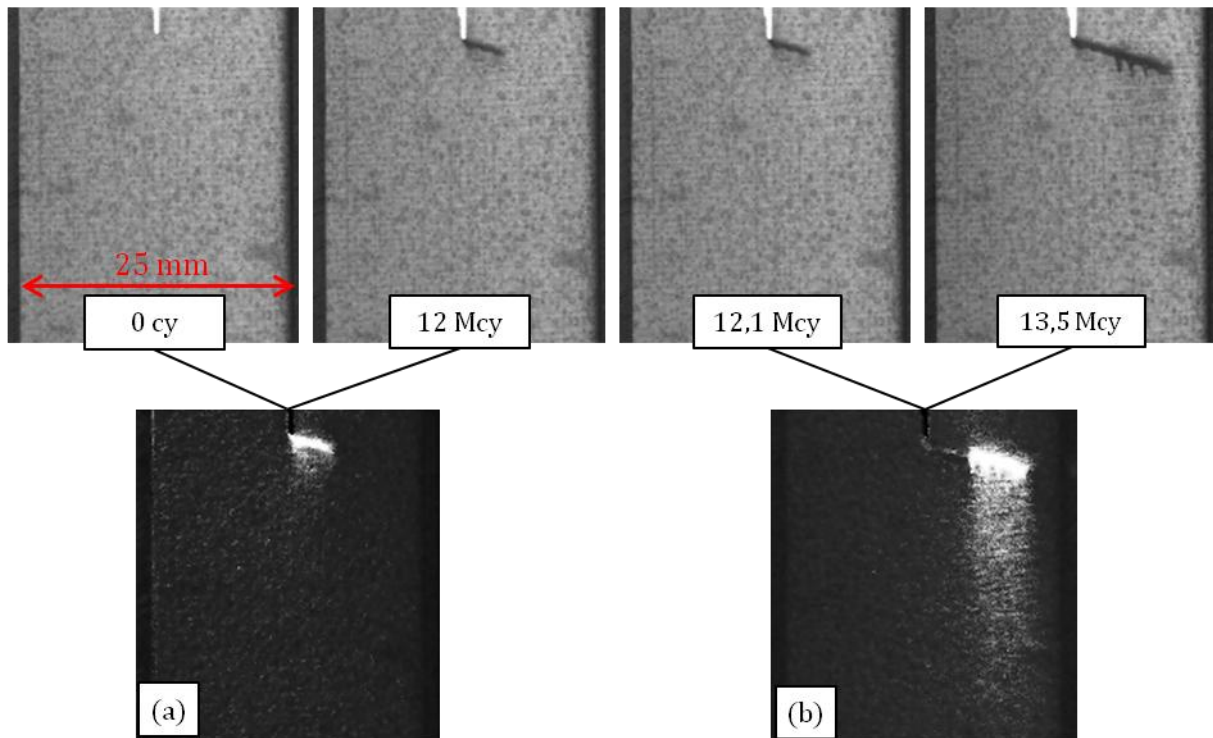


Figure III.39 – Evolution de l'endommagement au cours de l'essai S3 : déformation imposée de $\gamma_{max} = 6.10^{-3}$ pendant 12 Mcy puis $\gamma_{max} = 12.10^{-3}$ jusqu'à rupture.

Quantitativement, la longueur de coupure a été prélevée en ligne droite entre la pointe de pré-entaille et la pointe de coupure. Les évolutions de longueur de coupure et de la vitesse de propagation sont reportées Figure III.40 et Figure III.41. Les résultats révèlent des vitesses de propagation similaires pour les essais S1 et S2 à 12.10^{-3} de distorsion maximale, avec une évolution rapide en début d'essai et qui ralentit à l'approche du mors. Celui-ci s'oppose à l'ouverture de la coupure et diminue le taux de restitution d'énergie.

La coupure S3 présente une croissance régulière sur 12.10^6 cycles ($\gamma_{max} = 6.10^{-3}$), à un niveau inférieur à 10^{-6} mm/cy, évidemment bien plus faible que les éprouvettes S1 et S2. En augmentant la sollicitation à $\gamma_{max} = 12.10^{-3}$, la vitesse de propagation retrouve les valeurs des éprouvettes S1 et S2, et conserve la même tendance à la baisse à l'approche du mors.

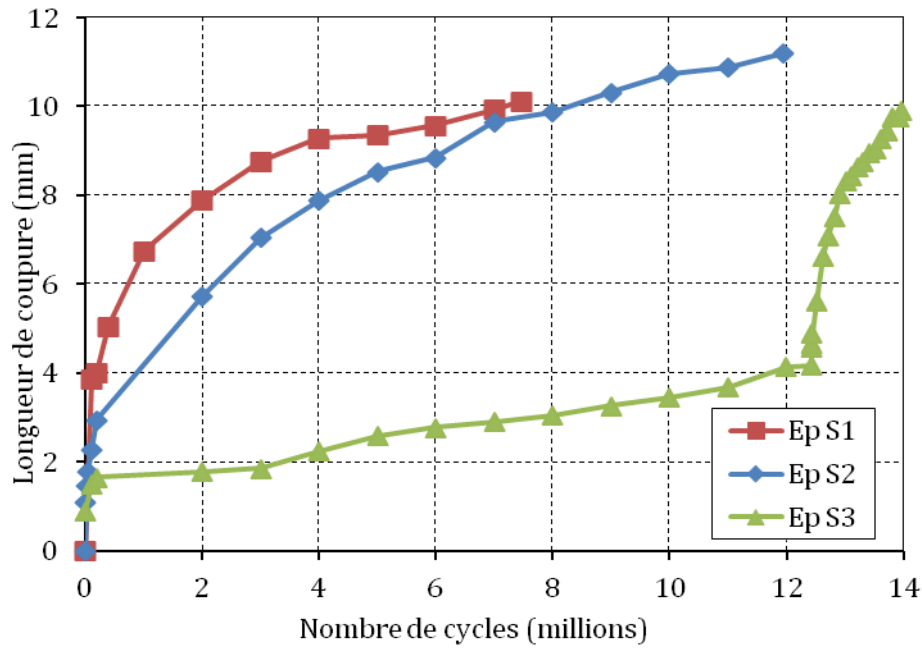


Figure III.40 - Résultats expérimentaux de propagation de coupure : longueur de coupure en fonction du nombre de cycles.

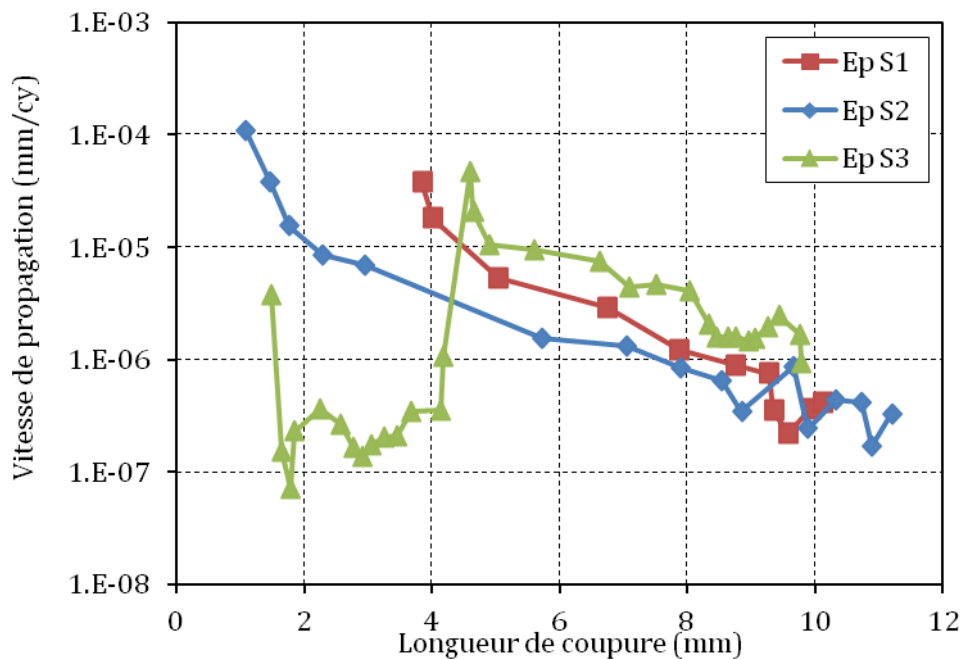


Figure III.41 - Résultats expérimentaux de propagation de coupure: vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure.

3.5.2.3. Cas $w/b = 0,2$

Pour le drapage $[0/90]_4$, un dernier essai a été conduit avec un rapport b/w ramené à 0,2 (Figure III.30). De cette façon, une autre configuration d'essai peut servir de référence à un modèle numérique, et surtout la longueur de coupure observée est plus importante. Cependant, le changement de géométrie est important ce qui affecte le taux de restitution d'énergie. On

montre par calcul numérique que celui-ci augmente, et pour rester dans le domaine des propagations à grand nombre de cycles, la déformation imposée a été ramenée à $\gamma_{max} = 10.10^{-3}$.

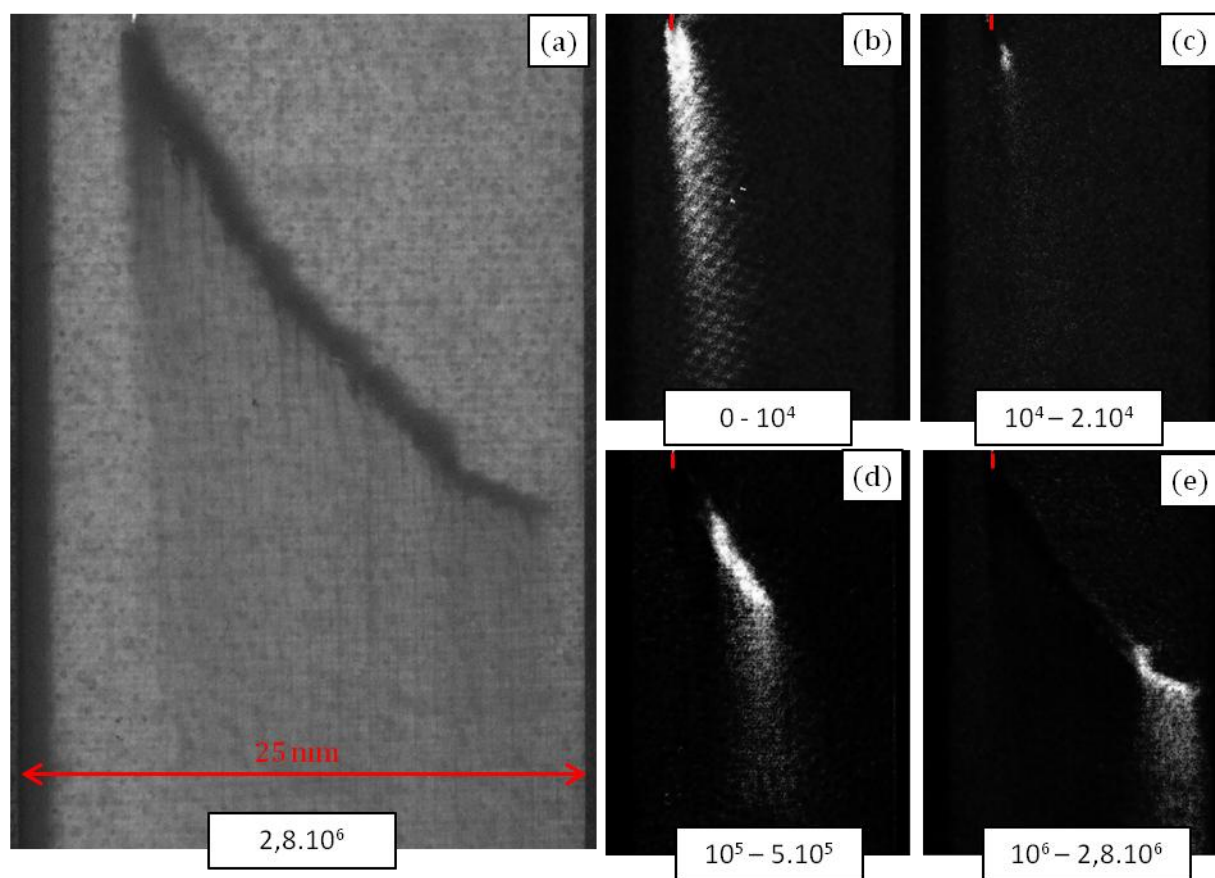


Figure III.42 –Résultat de l’essai S4. (a) cliché de la coupure en fin d’essai. (b)-(e), résultats de soustraction d’images entre les différents instants indiqués. La trace rouge marque la position de la pré-entaille.

Le faciès de rupture de cette éprouvette S4 est reporté Figure III.42a accompagné d’images post-traitées de visualisation de l’endommagement. Dans ces conditions d’essais, l’endommagement s’est développé très rapidement dans les tout premiers cycles. Il est visible sur plus de 30 mm après seulement 10^4 cycles (b). Difficile de dire avec cette seule image où se situe la pointe de coupure. Les 10^4 cycles suivants sont beaucoup moins endommageants (c), avec la progression de la coupure d’environ 1 mm sans augmentation notable de l’endommagement. On constate toujours le phénomène de « subcrack » même s’il est moins marqué dans ce cas de figure.

3.5.3. Drapage $[0;45]_s$

Seul le cas $w/b = 0,2$ a été étudié pour ce drapage. L’amplitude de sollicitation a été maintenue à 10.10^{-3} , c’est-à-dire les mêmes conditions d’essai que l’éprouvette S4 de drapage $[0/90]_4$. Plus précisément, des éprouvettes $[45;0]_s$ (QI1) et $[0;45]_s$ (QI2), dont les faciès de rupture sont reportés Figure III.43, ont été testés.

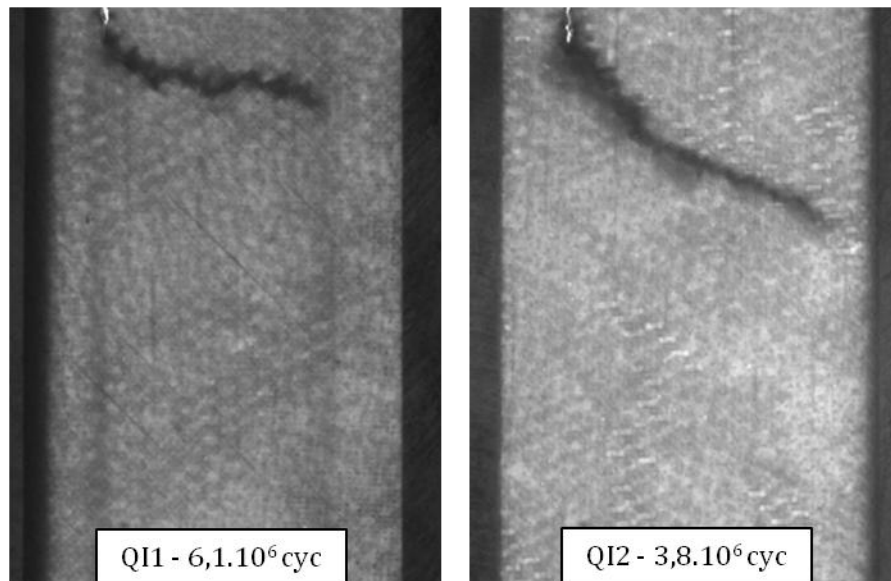


Figure III.43 – Propagation de coupure en cisaillement avec drapage quasi-isotrope.

Les deux éprouvettes présentent des directions de propagation différentes, et surtout plus tourmentées, avec des courbures et des points d'inflexion. Pour un drapage composé uniquement de plis à 0/90, le décalage de superposition des points de tissage, et par conséquent la structure du stratifié est périodique. Ce n'est plus le cas lorsque l'on superpose des motifs de tissage à 0° et 45°, il ne peut géométriquement pas y avoir de période spatiale commune aux deux drapages. On peut estimer que l'influence qu'ont les points de tissages sur la direction de propagation évolue à mesure que la coupure se propage, alors que le même motif de direction de propagation est reproduit pour des stratifiés [0/90]₄.

L'autre différence notable réside dans un endommagement nettement moins développé que sur l'éprouvette S4 et plus généralement sur l'ensemble des éprouvettes [0/90]₄. La Figure III.44 montre l'évolution de l'endommagement pour l'éprouvette QI2 c'est-à-dire celle dont le pli visible est orienté à 0/90. La propagation d'une zone d'endommagement vers le bas de l'éprouvette n'est plus du tout observée, excepté en fin d'essai, où l'on aperçoit un certain contraste, qui reste très léger par rapport aux éprouvettes [0/90]₄ (Figure III.42). Par ailleurs les images sont obtenues par transparence, l'endommagement qu'elles révèlent est donc partagé entre les plis. Dans le cas du [0/90]₄, on peut supposer que les 4 plis sont endommagés de la même manière, et que la visualisation donne un aperçu moyen de cet état d'endommagement. La microfissuration se propage préférentiellement dans les axes des mèches. Pour les éprouvettes [0/90]₄, les fissures issues des *subcracks* se propagent vers le bas, alors que dans les plis orientés à ±45°, l'état de traction/compression à 45° est plus favorable à l'ouverture de fissures parallèles à la coupure. Il n'y a que 2 plis à [0/90] donc comme le résultat optique donne une moyenne sur 4 plis, les fissures dans les plis [0/90] pourraient être moins visibles.

Par ailleurs, ce résultat rappelle la comparaison de [Shin02] entre des éprouvettes carbone/PEEK, de drapages [0/90]_n et quasi-isotropes, trouées, et sollicitées en fatigue de traction. Les auteurs constatent que les fissures observées pour les drapages [0/90] sont

entravées par les plis à $\pm 45^\circ$ et s'étendent beaucoup moins. La concentration de contrainte en bord de trou se relaxe peu en fatigue et les éprouvettes sont alors moins endurantes.

On peut citer également l'observation de [Marissen06] qui réalise des essais de traction sur éprouvettes quasi-isotropes entaillées. Il note l'effet « *bridging* » qu'ont les plis à 45° sur les plis à 0° (dans l'axe du chargement) et qui atténuent les concentrations de contrainte.

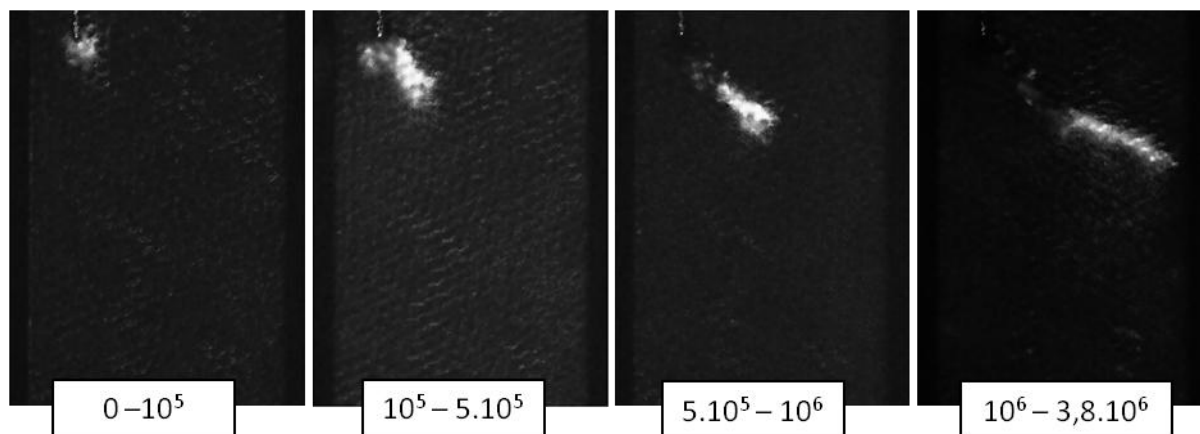


Figure III.44 - Evolution de l'endommagement de l'éprouvette Q12 par comparaison entre 2 images à des nombres de cycles donnés.

Les vitesses de propagation des deux essais quasi-isotropes et de l'essai S4 réalisés dans les mêmes conditions ont été reportées Figure III.45. L'allure générale de décroissance de la vitesse de propagation avec l'avancée de la coupure est retrouvée. Les éprouvettes quasi-isotropes propagent plus lentement que l'éprouvette orientée.

Un effort a été porté sur l'exploitation de l'éprouvette S4 avec de nombreuses comparaisons d'images qui donnent une évolution plus fine de la vitesse de propagation. On peut constater à l'instar de la propagation en mode I, le caractère discret de la propagation de coupure sur la Figure III.46 qui montre 3 soustractions d'images entre N et $N+\Delta N$ pour $\Delta N = 10^4$ cycles et des paramètres de dépouillements identiques (en particulier un recalage nul). Une flèche rouge a été imprimée sur les images comme repère. Elle permet de constater la rupture d'une mèche dans certains cas (Figure III.46a) avec l'apparition d'une bande verticale blanche, puis un arrêt de la propagation (résultat uniforme de la soustraction), puis la poursuite de la propagation avec ce qui semble être la rupture de la mèche suivante. Ici, comme en traction, la largeur des événements observés est à rapprocher de la largeur d'une mèche (0,5 mm).

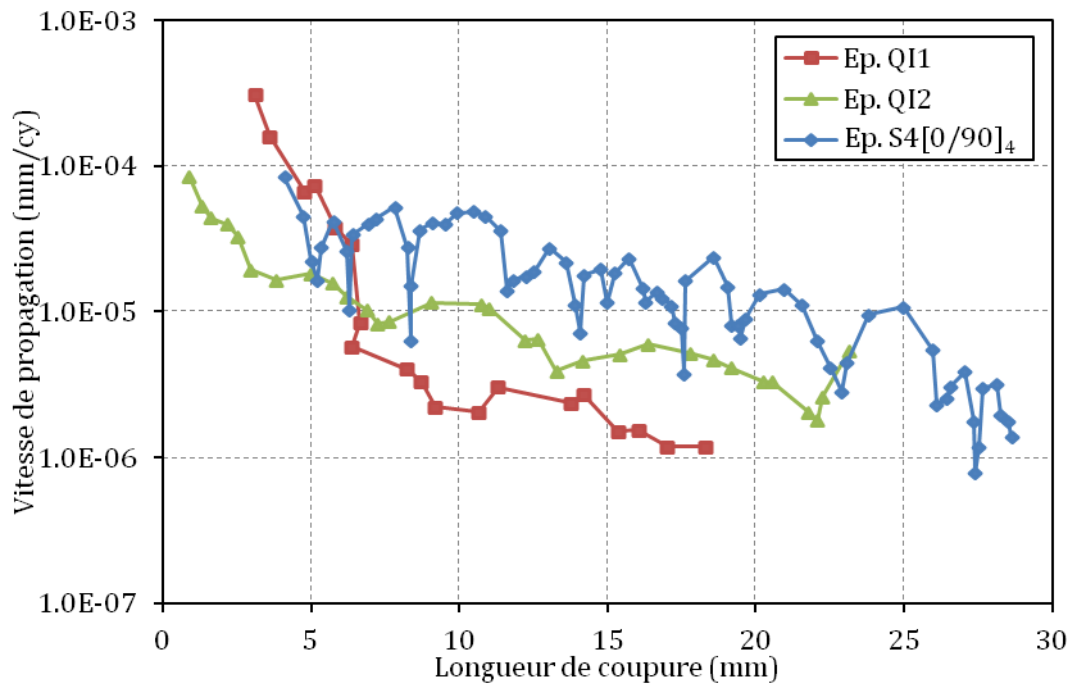


Figure III.45 – Comparaison des vitesses de propagation des éprouvettes quasi-isotropes et de l'éprouvette S4 de drapage $[0/90]_4$ et éprouvées dans les mêmes conditions.

Ces arrêts de propagation à répétition expliquent le caractère haché de la vitesse de propagation qui a été laissée volontairement peu filtrée (Figure III.45), et que l'on obtient en mesurant la longueur de coupure en un grand nombre de points.

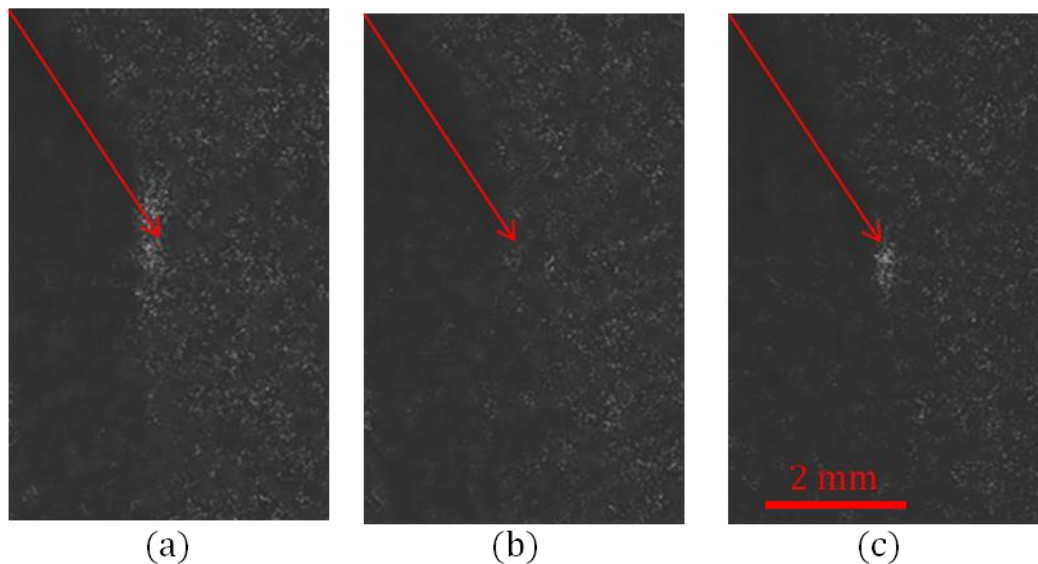


Figure III.46 - Agrandissement de 3 images de post-traitement successives issues de la soustraction numérique entre les instants N et $N+\Delta N$ pour $N =$ (a) : $1,4 \cdot 10^5$, (b) : $1,5 \cdot 10^5$ (c) : $1,6 \cdot 10^5$ cycles et $\Delta N = 10^4$ cycles. La flèche rouge représente un repère qui pointe vers le même point géométrique correspondant à la pointe de coupure mesurée sur l'image (a).

En moyenne la valeur de la vitesse de propagation apparaît plus importante pour le drapage $[0/90]_4$ que pour le stratifié quasi-isotrope. Pourtant, en chargement à déformation imposée, un calcul numérique donne des valeurs de taux de restitution d'énergie supérieures

pour le cas $[0;45]_s$, ce qui d'ordinaire, se traduit par une propagation plus rapide. Cependant, une déformation imposée ne se traduit pas par un champ de déplacement identique pour tous les drapages [Whitney71] et cela peut se traduire par un état de déformation différent dans les mèches à 0° et 90° selon qu'elles se situent dans un drapage $[0/90]_4$ ou $[0;45]_s$.

Bien que le nombre d'essais soit réduit, l'orientation du pli extérieur au drapage semble, comme dans le cas de la traction, n'avoir aucune incidence sur la vitesse de propagation.

3.6. Synthèse

La propagation de coupure a été étudiée sur des éprouvettes de 2 ou 4 plis de tissu verre/époxy pour différents drapages, géométries d'éprouvettes et en sollicitation de traction et de cisaillement. Le phénomène de propagation présente beaucoup de dispersion dans certains cas (traction largeur 30 mm) et très peu dans d'autres (notamment traction sur $[\pm 45]$). Les cas de propagation dispersés semblent être ceux présentant un nombre de cycles d'initiation élevé. Le phénomène de rupture en fatigue est lié à la microstructure du matériau de par l'endommagement, la fissuration matricielle inhérente à la taille de la mèche, et la manière dont la coupure se propage. La propagation est fortement influencée voire guidée par le motif de tissage. En traction, on a constaté que la coupure s'arrête dans la zone entre deux mèches et la traverse brutalement. En cisaillement le chemin de la coupure est plus complexe. On note la cohabitation entre de l'endommagement sous forme de fissuration matricielle et de l'endommagement sous forme de pseudo-plastification et, sans doute, de micro-crazing. Cet endommagement est marqué par l'influence entre les plis des différentes orientations, notamment pour le drapage quasi-isotrope, qui réduit considérablement l'endommagement visible par blanchiment de résine.

Chapitre IV – Modélisation numérique de la propagation de coupure

Chapitre IV – Modélisation numérique de la propagation de coupure	139
4.1. Bibliographie	140
4.1.1. Mécanique linéaire de la rupture et méthodes analytiques	140
4.1.2. Méthodes empiriques	146
4.1.3. Modélisations multi-échelles	148
4.1.4. Endommagement continu	152
4.1.5. Endommagement discret	154
4.1.6. Eléments finis avancés	156
4.2. Principe du modèle à l'échelle de la mèche	161
4.2.1. Aspects pratique du maillage	162
4.2.2. Rôle des éléments	165
4.2.3. Cas de maillages à plusieurs plis	165
4.3. Comportement du stratifié sain	166
4.4. Prise en compte de l'évolution du comportement mécanique	168
4.4.1. Endommagement en fatigue	169
4.4.2. Pseudo-plasticité	183
4.5. Rupture des éléments	186
4.5.1. Calcul de la durée de vie d'une mèche	187
4.5.2. Pilotage des éléments de rupture	188
4.5.3. Propagation de l'endommagement	190
4.6. Eléments d'interface 0-45	191
4.6.1. Principe	191
4.6.2. Identification de la matrice de raideur	193
4.6.3. Discussion	198
4.7. Intégration sur un modèle générique	198
4.7.1. Aspects pratiques de l'algorithme	198
4.7.2. Modélisation d'une structure	202

Le coût important d'une campagne d'essais de propagation, ainsi que le temps nécessaire à leur réalisation incite à une réduction du nombre d'essais. En parallèle, dans le domaine aéronautique, les autorités de certification exigent de justifier la tolérance aux dommages dans des situations plus nombreuses qu'auparavant et dont certaines sont trop complexes pour être représentées fidèlement par un essai. Combiné à cela, l'expansion relativement récente des outils numériques ainsi que le progrès des performances de calcul, le développement de modélisations numériques suscite une demande croissante dans le milieu industriel. Concernant les matériaux composites, de nombreuses stratégies de modélisation voient le jour, pour appréhender les différents problèmes de dimensionnement. Elles sont fonction de la problématique étudiée (dégradation, tenue en fatigue, rupture multiaxiale, endommagement, fatigue, impact) et du volume à représenter s'étalant de l'échantillon élémentaire à la structure.

Dans un premier temps (4.1), nous nous intéresserons aux approches employées pour représenter la rupture dans les composites présentant un défaut géométrique, en portant une attention particulière pour les stratifiés à renforts tissés. La dépendance de la rupture à la zone d'endommagement nous conduit à nous intéresser également à la représentation continue ou discrète de l'endommagement dans le stratifié.

Dans les parties suivantes, nous proposerons un modèle développé pour répondre à la problématique de propagation de coupure en fatigue, adapté au problème, au matériau composite tissé, et aux observations expérimentales. Son principe est décrit dans la partie 4.2. Il met en jeu plusieurs types d'éléments qui sont détaillés dans les parties 4.3 à 4.6. Enfin, la partie 4.7 donne un aperçu synthétique des aspects pratiques de l'algorithme utilisé. La méthode a ensuite été implémentée dans le logiciel commercial SAMCEF® et l'ensemble des résultats obtenus font l'objet du Chapitre V.

4.1. Bibliographie

4.1.1. Mécanique linéaire de la rupture et méthodes analytiques

4.1.1.1. Éléments de mécanique de la rupture

Les premières approches de représentation de la rupture abordent des cas simples de matériau isotrope à comportement élastique linéaire. Le taux de restitution d'énergie est classiquement défini, (équation (III.1)) comme la variation d'énergie potentielle dE_p lors d'une avancée infinitésimale de fissure da . L'idée de cette notion est attribuée à Griffith en 1920 qui relie cette grandeur à l'énergie de création de nouvelle surface $dA = bda$, (avec b la largeur du front de fissure) c'est-à-dire l'énergie nécessaire à la rupture des liaisons atomiques sur dA .

On peut décomposer cette différence d'énergies en fonction du déplacement des lèvres selon les 3 directions de l'espace x, y, z de manière à partitionner le taux de restitution d'énergie en 3 modes I, II, et III schématisés en Figure IV.1.

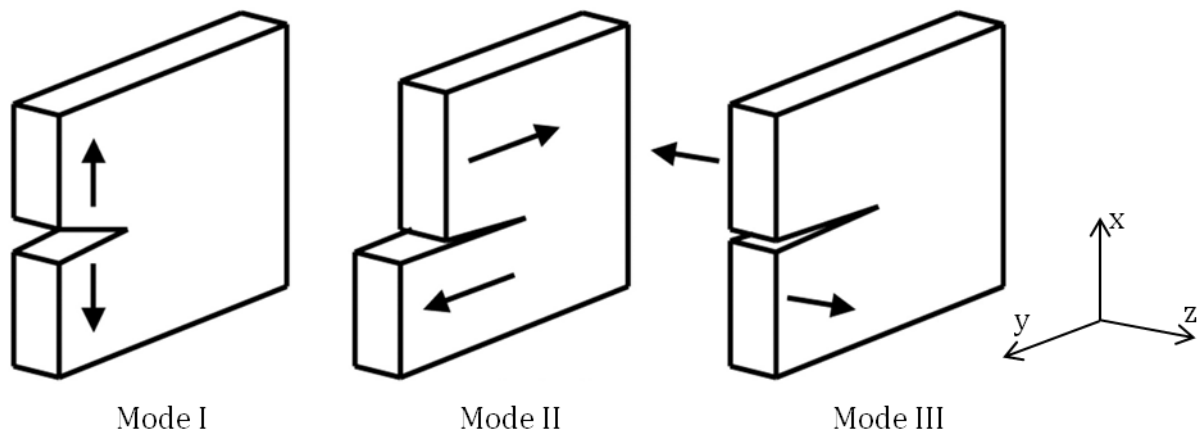


Figure IV.1 – Illustration des 3 modes de rupture, en fonction de la direction de déplacement des lèvres de la fissure.

Plus tard, les développements analytiques de [Westergaard39], [Sneddon46], [Irwin48], et de [Muskhelishvili53] ont permis d'explicitier les développements asymptotiques des champs de contrainte, de déformation, et de déplacement à la pointe d'une entaille, dans le cas de l'élasticité linéaire.

Pour les décrire, on utilise classiquement un repère cylindrique centré sur la pointe de fissure et dirigé par son axe (Figure IV.2). Les travaux d'Irwin ont en particulier mis en évidence, que quel que soit le chargement, les champs de contrainte et de déformation présentent une singularité en $r^{-1/2}$, et a ainsi démontré l'insuffisance d'un critère de résistance traditionnel pour la détermination de la rupture.

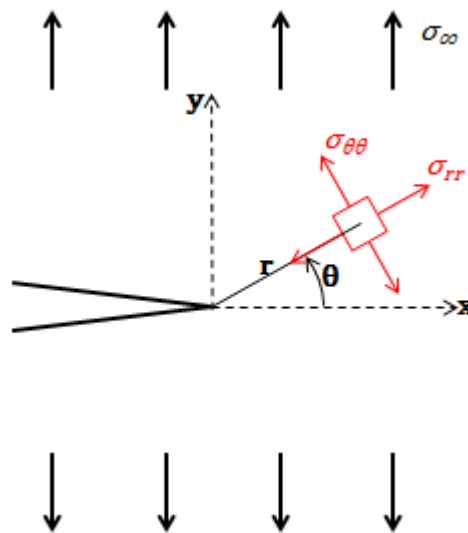


Figure IV.2 – Repère cylindrique associé à un problème de mécanique de la rupture.

On peut alors définir le facteur d'intensité de contrainte, associé à un mode donné ou à un terme du tenseur des contraintes :

$$\begin{aligned}
K_I &= \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{xx} \sqrt{2\pi r}) \\
K_{II} &= \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{xy} \sqrt{2\pi r}) \\
K_{III} &= \lim_{\theta=0; r \rightarrow 0} (\sigma_{yz} \sqrt{2\pi r})
\end{aligned} \tag{IV.1}$$

La rupture quasi-statique est alors classiquement déterminée par cette grandeur en la comparant à un facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} appelé ténacité, et mesuré par essai, de la même façon que le taux de restitution d'énergie critique G_c . En fatigue, l'utilisation de loi de Paris est courante pour un grand nombre d'études (matériaux métalliques, propagation de coupure sur stratifiés [Marissen06] [Shindo05], ou délaminage [Maillet13]).

Expérimentalement le taux de restitution d'énergie critique se détermine généralement par la méthode de la complaisance évoquée en 3.2.3.

Par calcul, on recense de nombreuses méthodes pour déterminer les facteurs d'intensité de contrainte et/ou de taux de restitution d'énergie que l'on peut classer en 4 grandes familles :

- Analytique, par utilisation de solutions existantes,
- numérique par approche locale,
- numérique par différence d'énergies,
- numérique par une intégrale de contour.

Méthodes analytiques :

Les méthodes analytiques découlent des développements asymptotiques effectués par différents auteurs pour de nombreux cas simplifiés de géométrie de pièce fissurée, et de chargement. Ils font l'objet de recueils (par exemple ceux de [Tada73] et de [Murakami87]), et sont fréquemment considérés comme des cas de référence pour évaluer les méthodes numériques, bien qu'ils traitent de cas idéalisés en faisant appel à des hypothèses de dimensions infinies, ou de chargements ponctuels. Pour des chargements plus complexes, on a recours au théorème de superposition. La somme de plusieurs sollicitations conduit à la somme des facteurs d'intensité de contrainte via l'hypothèse de linéarité de comportement. Les facteurs d'intensité de contrainte peuvent ensuite être reliés au taux de restitution d'énergie par :

$$G = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2 = G_I + G_{II} + G_{III} \tag{IV.2}$$

avec $E' = E$ en contraintes planes et $E' = E/(1-\nu^2)$ en déformations planes.

Cette méthode s'étend aux matériaux orthotropes qui introduisent des termes supplémentaires dans les expressions des facteurs d'intensité de contrainte. [Sih65] donne les expressions des taux de restitution d'énergie pour un matériau orthotrope homogène :

$$\begin{aligned}
 G_I &= K_I^2 \sqrt{\frac{S_{11}S_{22}}{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}} \\
 G_{II} &= K_{II}^2 \frac{S_{11}}{\sqrt{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}} \\
 G_{III} &= K_{III}^2 \frac{S_{11}}{\sqrt{2}} \sqrt{\frac{S_{44}S_{55}}{2}}
 \end{aligned} \tag{IV.3}$$

où les S_{ij} sont les termes de la matrice S de souplesse du stratifié homogénéisé.

Les problèmes de géométrie ou chargement plus complexes, ou la présence de non-linéarités de comportement matériau (généralement plasticité), conduit à l'utilisation de méthodes numériques.

Approche locale :

L'approche locale consiste en la résolution numérique du problème par éléments finis, qui donne un champ de contrainte en pointe d'entaille sur lequel le facteur d'intensité de contrainte peut être identifié par l'équation (IV.1). La singularité est bien entendu mal représentée avec des éléments classiques ce qui a mené à l'introduction d'éléments destinés à représenter spécifiquement les singularités par des points d'intégration judicieusement placés (par exemple éléments de Barsoum). Dans ce cas, ou si le maillage utilisé est suffisamment fin, on peut approcher le champ de contrainte par une fonction en $r^{1/2}$ et ainsi déterminer un facteur d'intensité de contrainte par l'équation (IV.1).

Différence d'énergie :

D'autres méthodes que l'on trouve sous le nom de VCE pour « Virtual Crack Extension » ou VCCT « Virtual Crack Closure Technique » (voir [Krueger02]) reposent sur une « différence d'énergie » entre deux longueurs de fissure et sont implémentées dans les logiciels par éléments finis standards. Le principe est de calculer l'énergie potentielle E_p stockée dans une structure chargée présentant une entaille de longueur a , puis dans la même structure présentant une longueur $a+\Delta a$ (correspondant à une nouvelle surface de fissure ΔS). L'avancée Δa est obtenue soit en dupliquant un nœud et en relâchant un effort entre les deux nœuds (VCCT) ou par introduction d'une perturbation des nœuds du front de fissure (VCE). On obtient ainsi une estimation du taux de restitution d'énergie :

$$G = \frac{E_p(S + \Delta S) - E_p(S)}{\Delta S} \tag{IV.4}$$

En outre, cette méthode fournit une partition des modes de rupture en déplaçant les nœuds de la propagation virtuelle selon l'une des trois directions. Cette méthode requiert un maillage fin en pointe d'entaille, et dans la pratique on recommande de faire plusieurs calculs pour différentes extensions. Pour appliquer cette méthode en orthotrope, la direction de

l'entaille et sa direction de propagation doivent être confondues avec un axe de symétrie élastique du matériau [Schmitt02].

Certaines variantes proposées par [Parks74] consistent en la translation d'une zone donnée autour de la pointe d'entaille de la valeur Δa . Cette méthode est illustrée Figure IV.3. Entre les deux maillages le contour Γ_0 a été translaté de Δa selon x tandis que Γ_1 est resté fixe. Les énergies potentielles à l'intérieur de Γ_0 et à l'extérieur de Γ_1 sont supposées conservées. Le maillage entre Γ_0 et Γ_1 a été déformé, et c'est la différence d'énergie sur cette couronne qui est utilisée pour le calcul du taux de restitution d'énergie. L'avantage est ici de réaliser un calcul sur une zone plus éloignée de la singularité et donc d'obtenir un résultat plus robuste.

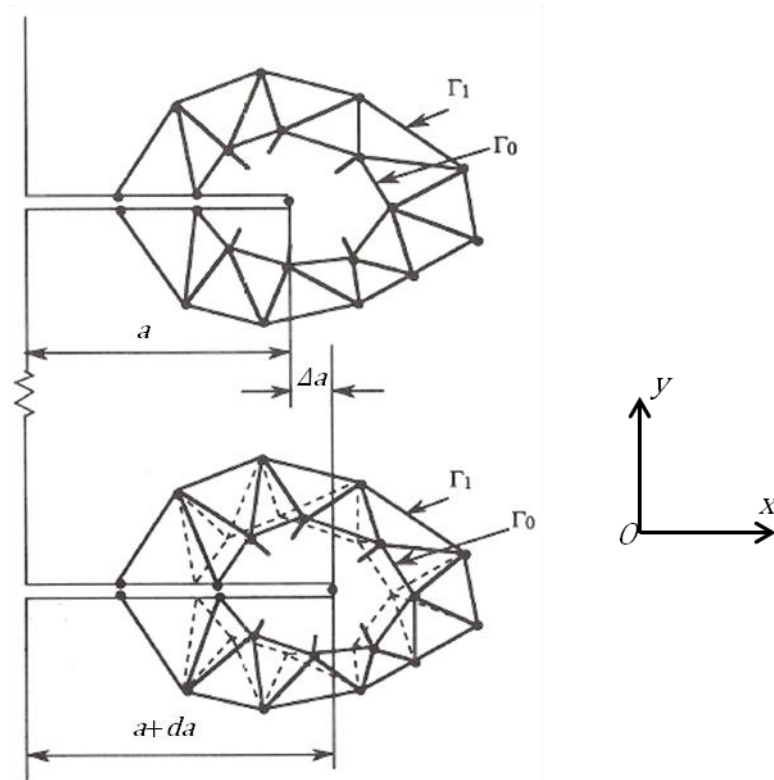


Figure IV.3 - Illustration de la méthode d'avancée des fissures par déplacement des nœuds au voisinage immédiat de la fissure [François93].

Intégrales de contour :

Enfin, d'autres méthodes utilisent une intégrale de contour sur un chemin s'appuyant sur les lèvres de la fissure. La plus répandue, l'intégrale J (égale au taux de restitution d'énergie G), est attribuée généralement à [Rice68] et parmi les variantes d'écriture on la notera :

$$G = J = \int_{\Gamma} \left(W_e n_1 - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) d\Gamma \quad (\text{IV.5})$$

où 1 est la direction de la fissure, W_e , la densité d'énergie élastique (σ_{ij}) le tenseur des contraintes, (u_i) le vecteur déplacement, et (n_i) la normale au contour s'appuyant sur les lèvres et dirigée vers l'extérieur (Figure IV.4).

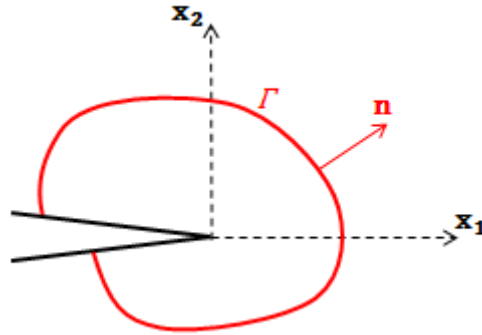


Figure IV.4 - Illustration de la méthode de l'intégrale J.

Elle a pour avantage d'être théoriquement indépendante du contour. Dans la pratique, on recommande l'utilisation d'un contour suffisamment large ([Bouchard00]). [Shindo04] applique cette méthode sur un composite présentant une coupure en prenant soin d'utiliser un contour éloigné de la zone d'endommagement. D'autres formulations ont été développées. [Bouchard00] les a recensées, et a également développé une méthode dite « $G\theta$ » d'intégrale sur une couronne.

4.1.1.2. Direction de propagation

Pour des structures planes sous des chargements mixtes de traction et de cisaillement, la direction de la propagation n'est pas triviale et on donne ici un bref aperçu des critères utilisés dans les approches analytiques. Dans un premier temps, en isotrope, le critère le plus couramment utilisé est celui de la *contrainte tangentielle maximale* proposé par [Erdogan63]. La rupture a lieu dans la direction θ pour laquelle $\sigma_{\theta\theta}$ est maximale, et cette propagation a lieu lorsque K_I atteint la valeur de ténacité du matériau K_{IC} . En mode II pur, [Erdogan63] prévoit ainsi qu'une fissure se propage avec un angle de $70,5^\circ$ par rapport à l'axe de la pré-entaille.

D'autres critères ont été ensuite avancés. [Gope10] cite parmi eux :

- La direction pour laquelle l'énergie de déformation élastique W_e est minimale [Sih74].
- La direction pour laquelle le taux de restitution d'énergie est maximal.
- La direction pour laquelle le déterminant du tenseur des contraintes est maximum.

Ces critères ne peuvent s'appliquer directement pour des matériaux orthotropes. [Buczek85] constate que le critère de contrainte tangentielle maximale est inapproprié sur composite puisque la résistance transverse du composite est très faible par rapport à la résistance longitudinale. Il propose de rapporter la contrainte tangentielle à la contrainte à rupture dans la direction considérée (voir éq. (III.6)), définissant ainsi le critère du « *Maximum Stress Ratio* ». Ce critère nécessite la connaissance de la résistance dans toutes les directions, alors que l'on connaît généralement les résistances longitudinales et transversales. L'auteur propose alors une approximation elliptique de la résistance en traction selon θ :

$$T_{\theta\theta} = X_t \sin^2 \theta + Y_t \cos^2 \theta \quad (\text{IV.6})$$

Ce critère a été évalué avec succès par [Beuth89] en traction sur des éprouvettes d'unidirectionnels orientés à 0° , 15° , 75° et 90° par rapport à la direction de la charge, et sur des

essais Iosipescu à 0° , 15° , 30° et 45° . Dans tous les cas la propagation s'est produite le long des fibres, donc perpendiculairement à la direction la plus faible du point de vue de la résistance.

[Carloni04] adopte une approche similaire, en étendant le critère d'[Erdogan63] aux matériaux orthotropes sous chargement biaxial. Il étudie une plaque infinie présentant une fissure centrée sous chargement de traction dans deux directions. Il considère un facteur d'intensité de contrainte critique dans la direction θ , K_{Ic}^θ , fonction des deux facteurs d'intensité de contrainte selon les axes de symétrie élastique du matériau K_{Ic}^{x1} et K_{Ic}^{x2} qu'il évalue en fonction des modules d'Young dans les deux directions E_{x1} et E_{x2} .

Ces deux critères empiriques sont relativement limités et s'adaptent mal au tissu. Dans ce cas, on a $E_{x1} = E_{x2}$ et $X_t = Y_t$ donc pas d'orthotropie visible pour ces critères qui considèrent les propriétés selon les axes de symétrie élastiques. En particulier la traction dans les directions $\pm 45^\circ$ sollicite la matrice, de résistance moindre, ce qui n'est pas pris en compte par ces deux critères.

4.1.2. Méthodes empiriques

En présence d'un trou, la contrainte maximale en bord du défaut peut dépasser la contrainte à rupture quasi-statique. [Whitney75] a étudié la rupture d'éprouvettes de stratifiés troués et a proposé deux critères qui reposent sur une distance caractéristique d_0 . Pour le « *Point Stress Criterion* » (PSC), la contrainte à considérer pour évaluer la rupture se situe à la distance d_0 du bord de trou. Quant au « *Average Stress Criterion* » (ASC), il prend en compte la moyenne de la contrainte sur une distance d_0 du bord du trou.

La distance caractéristique du PSC a notamment été identifiée par [Tan88] dans différentes configurations. L'auteur a réalisé des essais de traction et de cisaillement comportant un défaut elliptique pour différents drapages et tailles de défaut. En cisaillement, il mesure le « facteur de réduction de résistance » comme rapport de la résistance de l'éprouvette entaillée rapportée à la résistance en configuration saine. Il définit un critère de rupture basé sur une longueur caractéristique pour le corréliser au facteur de réduction de résistance. Il considère pour cela la contrainte nécessaire à la rupture du premier pli sur une ellipse entourant le défaut à une distance b_0 .

Dans un premier temps, il identifie la longueur caractéristique b_0 entre 2.5 et 6.3 mm selon les drapages. Puis l'utilisation d'une loi d'évolution de b_0 en fonction des dimensions de l'ellipse (longueur et largeur), a permis d'obtenir un critère de rupture empirique adapté à la fois à la traction et au cisaillement. La Figure IV.5 compare les résultats obtenus par ce critère avec les essais réalisés en traction et en cisaillement. Elle a été tracée pour une entaille représentée par une ellipse de demi-grands axes a et b avec $a / b = 50$.

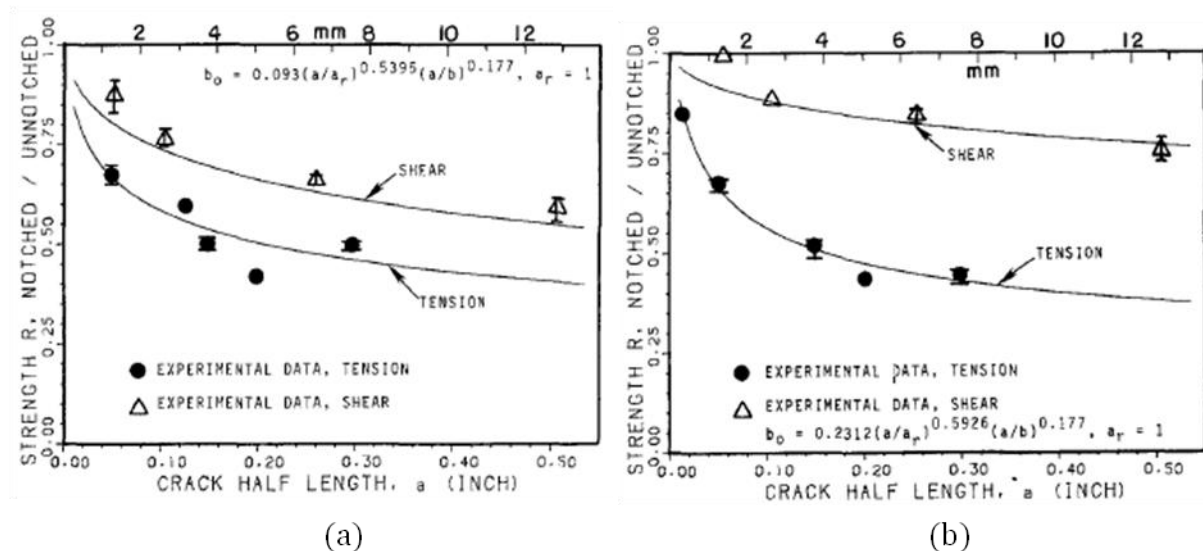


Figure IV.5 – Comparaison entre les prévisions de rupture et les données expérimentales en traction et en cisaillement pour différentes longueurs d'entaille et pour un drapage [0/90/±45]_s (a) et [0/90]_{2s} (b) d'après [Tan88].

L'utilisation de ce critère semble nécessiter un nombre de paramètres important pour qu'il puisse être utilisable dans tous les cas de drapage, taille de défaut, et chargement.

[Hochard07] a utilisé une approche ASC en s'appuyant sur des considérations expérimentales, justifiant que la rupture de fibres locale en bord de défaut n'entraîne pas la rupture entière du pli. Il a étudié la rupture quasi-statique d'éprouvettes carbone/époxy trouées de différents drapages. Il utilise une définition continue de l'endommagement (voir 4.1.4) et propose un « critère non local » de rupture basé sur la moyenne d'une variable thermodynamique analogue à une contrainte effective. Il utilise un maillage à l'échelle du pli et définit un volume caractéristique sur chaque pli. La Figure IV.6 montre la taille du volume identifié à l'échelle du pli sur le satin étudié. On note que le diamètre du cylindre identifié correspond à la largeur des mèches du tissu.

[Miot10] a également utilisé le même critère non local. Après une identification de la longueur caractéristique à partir de deux configurations d'éprouvettes trouées, les résultats obtenus sont cohérents avec les essais pour différentes géométries d'entailles (éprouvettes doublement entaillées) et de drapages.

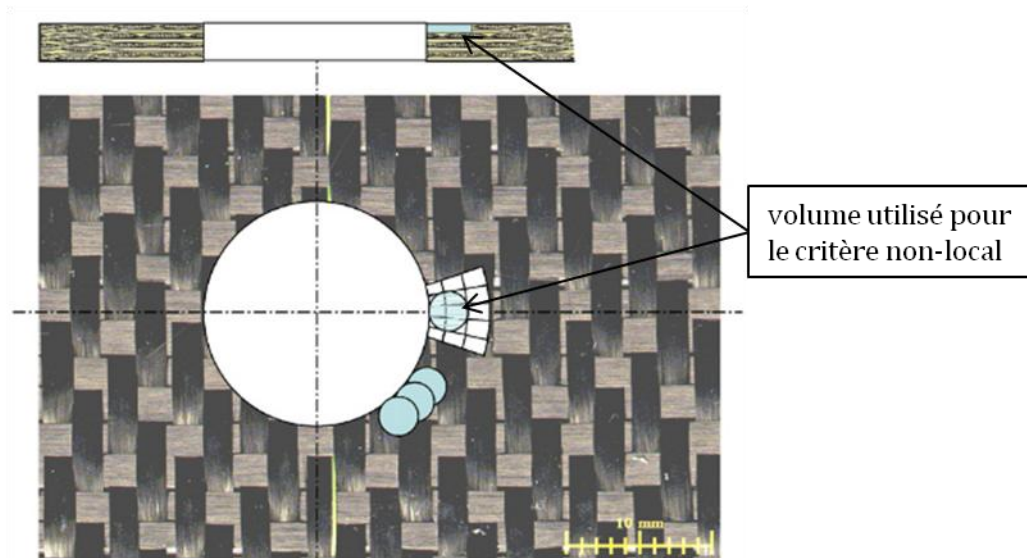


Figure IV.6 - Illustration de la zone identifiée par [Hochard06] pour le critère non-local, utilisé pour déterminer la rupture en bord de défaut.

Ces critères sont simples à mettre en œuvre mais leur inconvénient majeur est leur dépendance aux paramètres d'essai. Ainsi, [Chang84] a réalisé des essais de traction et de compression sur éprouvettes trouées et a identifié des distances caractéristiques différentes pour le PSC, en traction et compression (d'un rapport 4), différentes également selon les drapages et selon les diamètres de trous pour un même matériau.

4.1.3. Modélisations multi-échelles

L'idée des approches multi-échelles est de prendre en compte l'hétérogénéité du matériau à une échelle très fine et éventuellement la dispersion des constituants, afin d'appréhender la rupture locale à partir des données des constituants (fibres et résine). Elle paraît particulièrement appropriée aux tissus en raison de leur architecture propre. La présence de mèche constitue un composite dans le composite et le stratifié à renforts tissés met donc en jeu l'échelle des fibres (généralement qualifiée de microscopique), celle des mèches, celle du pli et celle du stratifié (macroscopique) (Figure IV.7).

Les modélisations microscopiques permettent de prévoir les concentrations de contraintes à l'intérieur des mèches où entre les mèches provoquant l'endommagement du composite. Cependant elles exigent des maillages très fins qui ne permettent pas de s'étendre à l'échelle de la structure. Une étape d'homogénéisation est alors nécessaire pour prendre en compte les phénomènes microstructuraux sur le comportement macroscopique du composite.

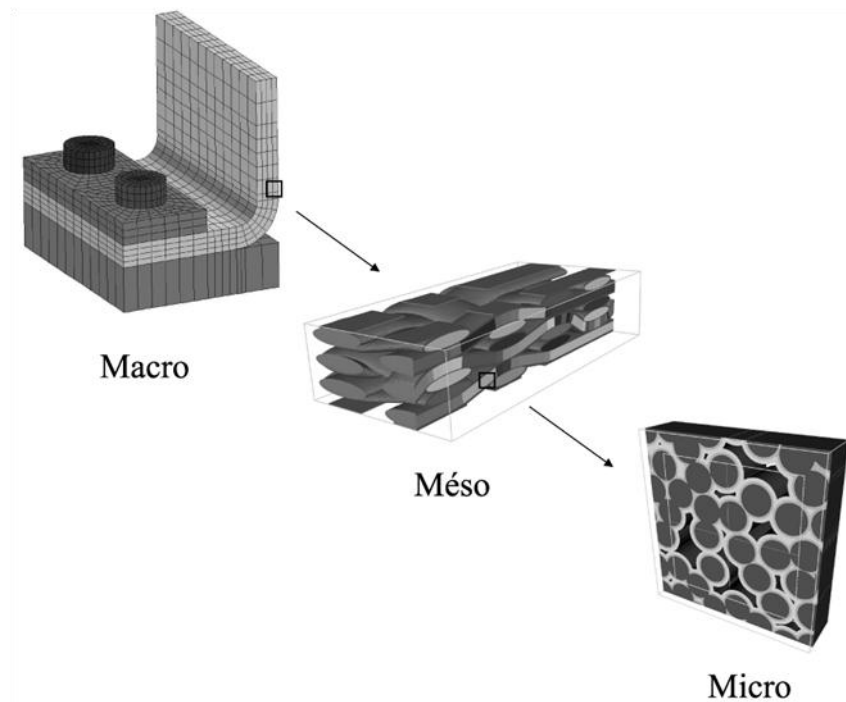


Figure IV.7 – Illustration de différentes échelles de modélisation [Couegnat08].

Dans un premier temps, différents auteurs ont cherché à prendre en compte la géométrie des tissus en représentant l'ondulation des mèches ainsi que leur forme (souvent elliptique) dans le calcul de propriétés élastiques (par exemple [Kriz85] ou [Naik92]). [Scida99] a pris en compte l'angle des mèches avec la direction du pli afin de déduire les coefficients élastiques par un modèle analytique se basant sur une loi des mélanges adaptée aux tissus. Ce modèle a été évalué sur de nombreux tissus présentant plusieurs armures de tissage. [Takeda12] a également pris en compte la section des mèches et leurs parcours dans un maillage à l'échelle microscopique pour déterminer les coefficients élastiques à différentes températures. [Searles01] a utilisé une échelle plus fine en modélisant un volume élémentaire d'un tronçon de fibre entourée de résine. Les coefficients élastiques du tissu ont été déduits à partir des géométries de mèches, des formes de section et des données matériau des constituants.

Au-delà des données élastiques, il est possible de rendre compte des sur-contraintes induites dans les zones d'ondulation ou entre les mèches. [Melro12] a réalisé un maillage microscopique d'un motif élémentaire de satin de 5 composé de mèches entourées de résine (Figure IV.8). A partir de coefficients élastiques des constituants élémentaires (fibres de carbone et résine époxy) l'auteur a dans un premier temps calculé les coefficients élastiques et les résistances selon les différentes sollicitations pour une mèche en prenant en compte la dispersion dans la répartition des fibres. Puis, à l'échelle supérieure, les mèches et la résine sont maillées séparément. Les éléments des mèches sont dotés d'un comportement élastique endommageable dans le sens transverse et un comportement élasto-plastique endommageable en cisaillement est attribué à la résine. Ce modèle fournit des champs de contrainte et de déformation locaux permettant d'obtenir l'évolution de la raideur et de l'endommagement sous sollicitation de traction, cisaillement, ou traction-cisaillement.

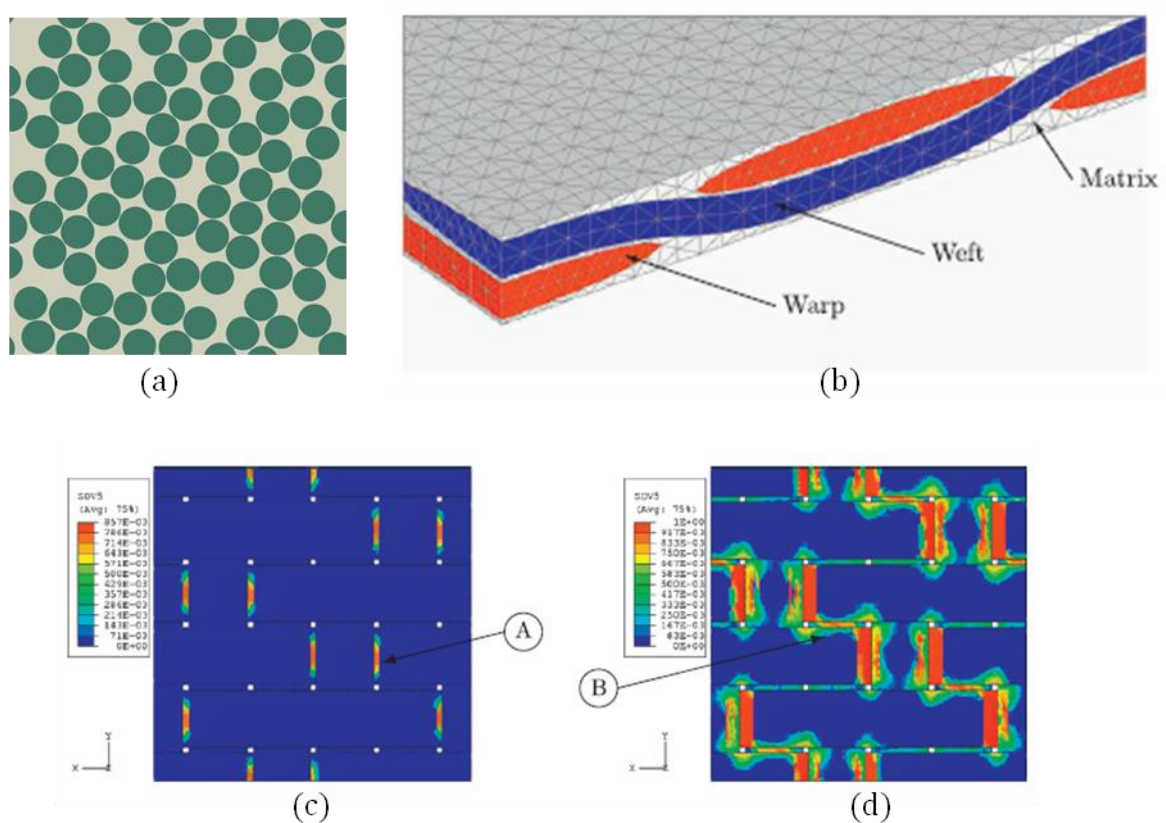


Figure IV.8 – (a) VER d'une mèche tenant compte de la dispersion des fibres, portion de maillage à l'échelle du motif de tissage, (c) et (d) champ des variables d'endommagement transverse du composite en traction à deux niveaux de charge [Melro12].

L'approche de [Couegnat08] prend en compte 3 échelles de modélisation (Figure IV.8). A l'instar de [Melro12], l'échelle des constituants (fibre et matrice) se base sur une cellule élémentaire, tenant compte de la dispersion spatiale des fibres dans la mèche afin de donner les propriétés effectives des mèches (Figure IV.8a). Les propriétés homogénéisées sont déduites en utilisant une cellule élémentaire chargée selon des sollicitations simples.

Ensuite, l'architecture de deux tissus 2,5D est reproduite par un maillage représentatif d'une mèche (Figure IV.9b). L'auteur introduit une modélisation discrète de l'endommagement (décohésion entre les constituants ou fissuration) dans les cellules élémentaires par séparation des éléments en doublant les nœuds traversés par les fissures. L'effet des différents types d'endommagement à l'échelle microscopique est ensuite estimé sur les propriétés élastiques du fil, puis du pli. En présupposant la forme des fissures, la cinétique d'endommagement est obtenue par identification inverse. Cette cinétique d'endommagement inclut également le critère de rupture des fibres.

Le modèle a été testé sur plusieurs drapages et certaines structures, dont un essai de traction sur une éprouvette présentant 2 entailles décalées (Figure IV.9c-d).

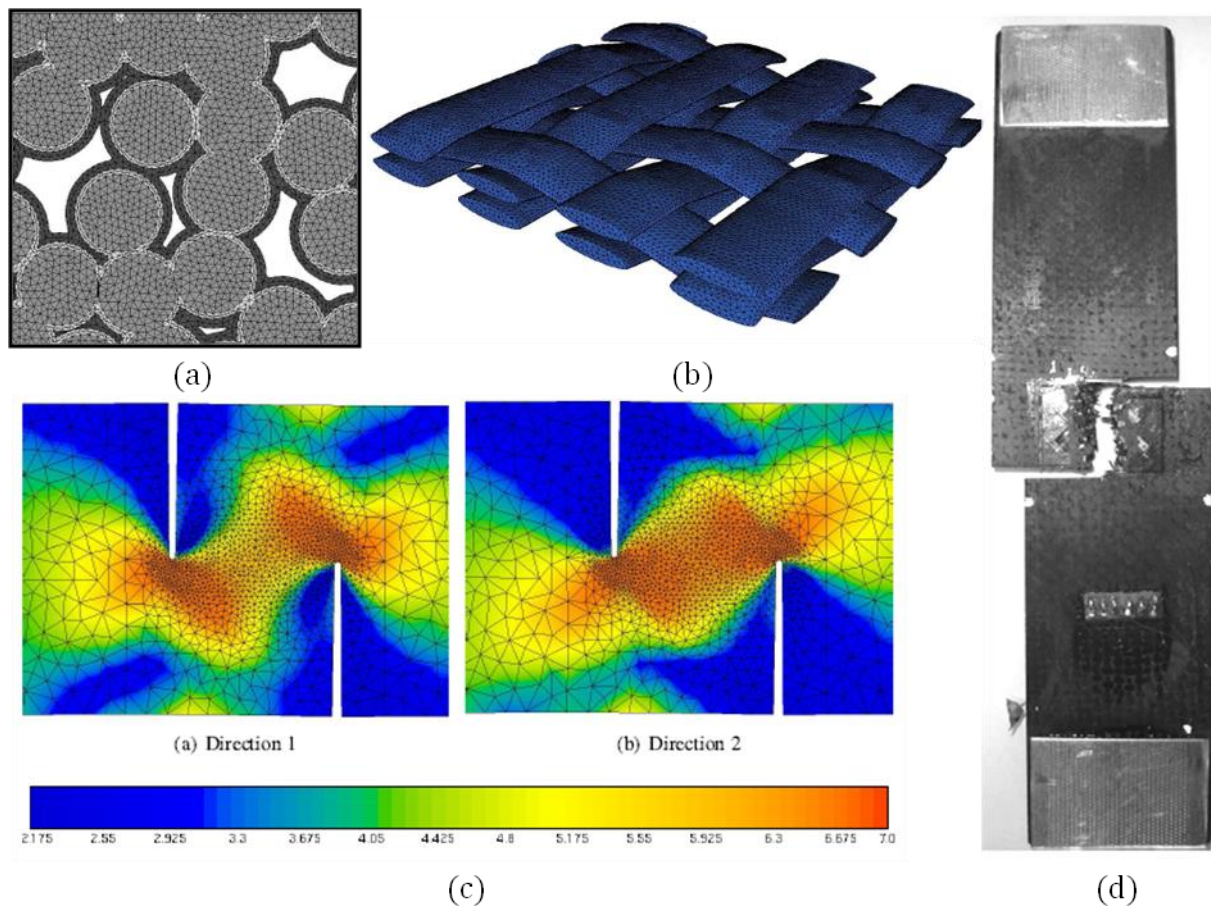


Figure IV.9 – Illustration des travaux de [Couegnat08]. (a), cellule élémentaire représentative d'une mèche, (b), maillage du tissu, (c), illustration du maillage d'une éprouvette présentant 2 entailles décalées, (d), faciès de rupture de l'éprouvette correspondante.

Le couplage entre les échelles microscopiques et macroscopiques se fait généralement uniquement dans le sens microscopique vers le sens macroscopique par homogénéisation. [Greco13] propose une méthode selon laquelle le champ macroscopique est réappliqué à la cellule microscopique afin de déterminer l'initiation, ou la propagation, d'une fissure représentée de manière discrète.

Enfin, [Römel12] homogénéise un maillage microscopique d'un taffetas verre/époxy par un maillage à l'échelle de la mèche. Il modélise le tissu mèche par mèche, par un modèle dit "binaire", qui prend en compte séparément les mèches et la résine liant les deux directions de renfort. Il utilise des éléments poutres qui reprennent les propriétés axiales des mèches et qui sont superposés à un élément volumique représentant la résine. Les éléments poutres suivent la ligne moyenne d'ondulation déterminée expérimentalement, et leur section est obtenue à partir d'observations microscopiques. L'endommagement est ensuite introduit de manière homogène par dégradation de la raideur axiale des éléments poutres. L'endommagement considéré consiste en la décohésion entre les mèches et la résine liant les deux directions de renfort. L'initiation de cette décohésion est estimée par un modèle éléments finis à l'échelle microscopique avec des éléments cohésifs pour l'interface mèche/résine. La modélisation de la rupture des interfaces permet d'identifier une loi force/déplacement pour les éléments poutre du modèle.

Le modèle a été comparé uniquement à un résultat de traction simple et représente bien la baisse de rigidité du matériau.

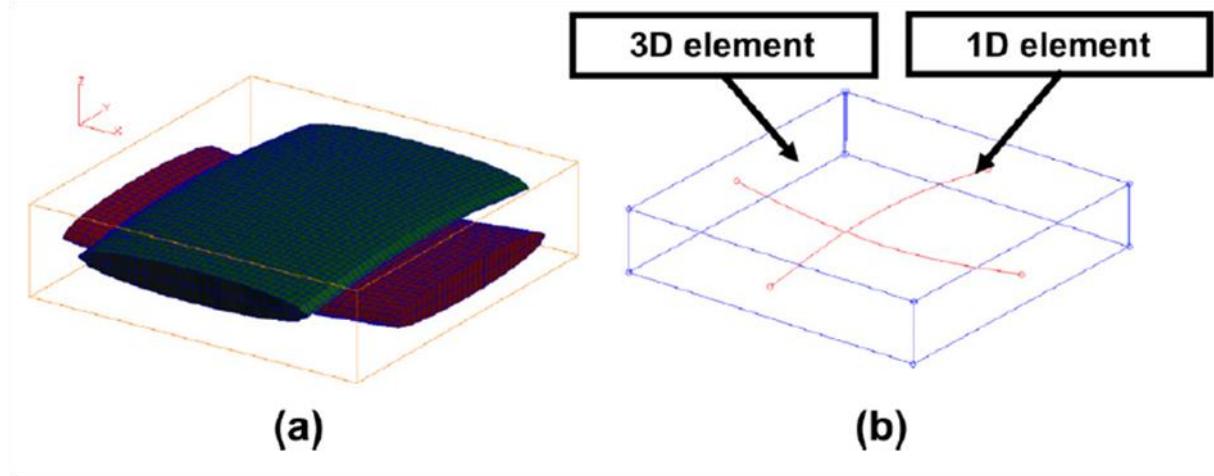


Figure IV.10 - (a), maillage fin d'une cellule élémentaire de mèche, (b), modèle binaire d'éléments poutres superposés à un élément résine [Römelt12].

4.1.4. Endommagement continu

Sur les stratifié unidirectionnels l'endommagement se manifeste généralement par de la fissuration des plis transverses à la charge, régulièrement répartie, de sorte que l'on parle classiquement de densité de fissures. A l'échelle du pli, ce type d'endommagement transverse se prête donc bien à l'homogénéisation et différents auteurs ([Talreja85], [Ladeveze92]) le modélisent de façon continue. Ils utilisent une variable d'endommagement scalaire, vectorielle ou plus généralement tensorielle, qui rend compte de la dégradation du tenseur de rigidité.

Cette modélisation a été adaptée aux tissus (par ex. [Payan02], [Hochard06]). [Hochard06] modélise le stratifié à l'échelle du pli, et fait l'hypothèse que la rupture du stratifié apparait pour la rupture du premier pli. Cette hypothèse est à la fois conservative et adaptée au tissu. Trois variables d'endommagement d_1 , d_2 et d_{12} sont définies pour chaque pli pour caractériser les raideurs E_1 , E_2 et E_{12} par rapport aux raideurs initiales E_1^0 , E_2^0 et E_{12}^0 .

$$\begin{aligned} E_1 &= E_1^0(1 - d_1) \\ E_2 &= E_2^0(1 - d_2) \\ E_{12} &= E_{12}^0(1 - d_{12}) \end{aligned} \quad (IV.7)$$

La fraction de fibres dans la direction 0° est notée δ et chaque pli de tissu est considéré comme la superposition de deux plis d'unidirectionnels fictifs à 0° et à 90° pondérés par δ et affectés d'une variable d'endommagement transverse ($d_2^{*0^\circ}$ et $d_2^{*90^\circ}$) et de cisaillement ($d_{12}^{*0^\circ}$ et $d_{12}^{*90^\circ}$). Généralement, les plis UD ne présentent pas d'endommagement dans la direction longitudinale autre que la rupture totale. Les variables d'endommagement s'écrivent alors en fonction du module transverse de l'UD équivalent E_2^{0*} :

$$\begin{aligned}
 d_1 &= \frac{(1-\delta)d_2^{*90^\circ} E_2^{0*}}{E_1^0} \\
 d_2 &= \frac{\delta d_2^{*0^\circ} E_2^{0*}}{E_2^0} \\
 d_{12} &= \delta d_{12}^{*0^\circ} + (1-\delta)d_{12}^{*90^\circ}
 \end{aligned} \tag{IV.8}$$

En contraintes planes l'énergie élastique dans chaque pli UD fictif est alors écrite classiquement :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_1^2}{E_1^0(1-d_1)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_2^0} - 2 \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\sigma_{12}^2}{E_{12}^0(1-d_{12})} \right] \tag{IV.9}$$

où $\langle . \rangle_+$ et $\langle . \rangle_-$ désignent respectivement les parties positives et négatives. L'énergie de traction et de compression transverse sont donc dissociées en considérant que la fissuration matricielle n'affecte pas la raideur en compression. On définit alors les forces thermodynamiques Yd_i associées à chaque variable d'endommagement :

$$\begin{aligned}
 Y_{d1} &= \frac{\partial E_D}{\partial d_1} = \frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{2E_1^0(1-d_1)^2} \\
 Y_{d2} &= \frac{\partial E_D}{\partial d_2} = \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{2E_2^0(1-d_2)^2} \\
 Y_{d12} &= \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} = \frac{\sigma_{12}^2}{2E_{12}^0(1-d_{12})^2}
 \end{aligned} \tag{IV.10}$$

Les variables d'endommagement transverse et de cisaillement sont supposées être issues des mêmes sources (fissuration). Elles s'expriment alors de manière couplée pour une sollicitation quasi-statique.

$$\begin{aligned}
 Y_{eq}(t) &= \max_{\tau < t} (a_s(Yd_2^{UD*})^l + b_s(Yd_{12}^{UD*})^m) \\
 d_2^{UD*} &= \langle 1 - e^{-(Y_{eq}-Y_0)} \rangle_+ \\
 d_{12}^{UD*} &= c d_2^{UD*}
 \end{aligned} \tag{IV.11}$$

avec a_s, b_s, l, m, Y_0, c , des constantes matériau à identifier sur des essais homogènes. Ce modèle a ensuite été généralisé aux sollicitations de fatigue ([Hochard10]) en ajoutant à d_2^{UD*} définie précédemment la variable d_f déduite de l'expression :

$$\frac{\partial d_f}{\partial N} = \langle a_f(Yd_2^{UD*})^o (\Delta Yd_2^{UD*})^p + b_f(Yd_{12}^{UD*})^q (\Delta Yd_{12}^{UD*})^r - Y_0^f \rangle_+ \tag{IV.12}$$

où ΔYd_i^{UD*} est la force thermodynamique analogue à l'amplitude du chargement au cours d'un cycle, et $a_f, b_f, o, p, q, r, Y_0^f$ des paramètres matériau à identifier.

La rupture est ensuite pilotée par des critères non-locaux sur les forces thermodynamiques des plis comme précisé en 4.1.2.

Ce type de modélisation de l'endommagement est également largement utilisé à l'ONERA sous le nom de « *Onera Damage Model* » (ODM) et a été appliqué aux tissus, en particulier des

composites à matrice céramique et des tissus 3D ([Maire98], [Marcin10]). Ces modèles visent à reproduire le comportement du matériau et son endommagement en prenant en compte les déformations thermiques ainsi que la viscoélasticité. [Rakotoarisoa11] a élargi le modèle d'endommagement aux sollicitations de fatigue. Ses variables d'endommagement comprennent une part statique et un cumul d'endommagement en fatigue selon une loi analogue à l'équation (IV.12).

4.1.5. Endommagement discret

La modélisation continue de l'endommagement par des fissures présente certaines limites. [Wisnom10] effectue une revue des modèles d'endommagement discret ou semi-discret, obtenus par dégradation de raideur d'éléments cohésifs. Il s'appuie sur différents exemples d'endommagement et de rupture, comme le cas d'un essai de traction sur UD $[\pm 45]_n$ dont la rupture finale peut avoir lieu sans rupture de fibres. Il explique que la rupture quasi-isotrope (voir Figure IV.11) présente des fissures dans la matrice et des délaminages importants qui conduisent à une répartition des contraintes dans les plis différente selon la séquence de drapage, et que l'on ne peut pas reproduire cette distinction par un endommagement continu.



Figure IV.11 – Faciès de rupture d'une éprouvette de traction [45; 90; -45; 0]_s [Wisnom10].

La représentation discrète de la rupture par interface cohésive est largement utilisée pour la représentation du délaminage (par exemple [Schellekens91], [Allix92], [Tenchev06], [Turon07], [Vandellos11]). Le principe d'interface cohésive est illustré Figure IV.12. Ces éléments comportent une partie élastique et deux paramètres pilotant la rupture : un paramètre d'initiation (résistance) et un de propagation qui peut être le taux de restitution d'énergie.

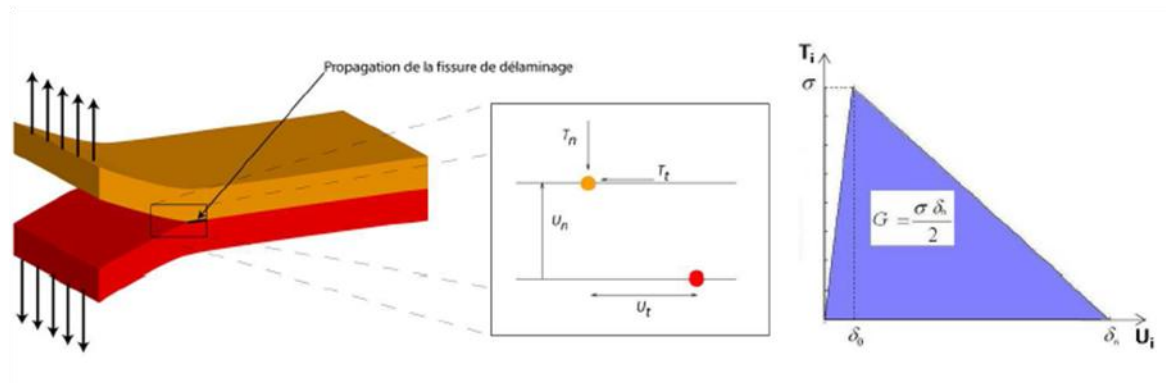


Figure IV.12 – Illustration d'un modèle de zone cohésive [Vandellos11].

Les éléments cohésifs ont également (mais moins fréquemment) été employés pour modéliser la fissuration matricielle et l'endommagement dans le pli. Pour modéliser un essai de traction trouée, la démarche de [Hallett09] a été de relever la position des fissures en essai puis de mailler l'éprouvette en plaçant des éléments cohésifs sur les chemins potentiels de propagation de la fissure (Figure IV.13). Ces éléments s'ajoutent aux éléments cohésifs de délaminage. Cette technique lui permet d'obtenir un scénario d'endommagement en très bon accord avec les essais. L'inconvénient réside dans la dépendance au maillage, en particulier du placement des éléments cohésifs.

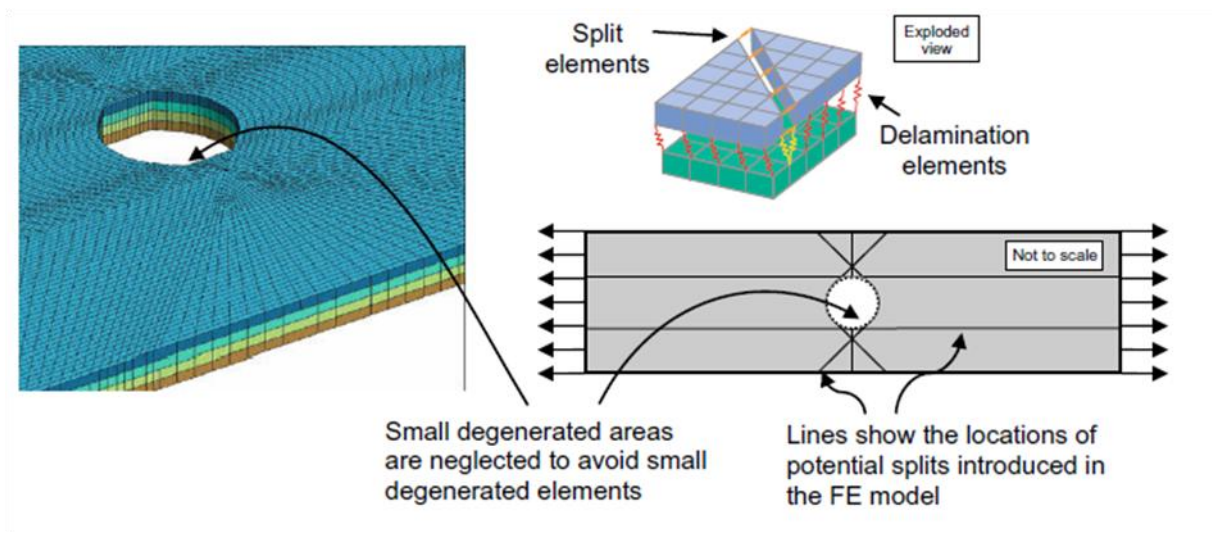


Figure IV.13 – Principe de modélisation d'un essai de traction trouée [Hallett09].

Dans le modèle proposé par [McLaughlin02] le délaminage et la fissuration transverse sont possibles sur l'ensemble du maillage. Ce modèle est adapté aux stratifiés unidirectionnels $[90_0/0_n]_s$. Chaque pli est maillé indépendamment par des quadrangles orthotropes d'une taille constante. Cette dimension, égale au double de l'épaisseur d'un pli, est en accord avec la densité de fissuration maximale observée. Un endommagement discret est introduit par duplication des nœuds de deux plis consécutifs (délaminage) ou de deux éléments d'un même pli (fissure transverse) (Figure IV.14). [McLaughlin00] évalue ce modèle sur un essai de traction présentant 2 entailles, et obtient de bons résultats qualitatifs et quantitatifs en comparant la progression de l'endommagement et du délaminage.

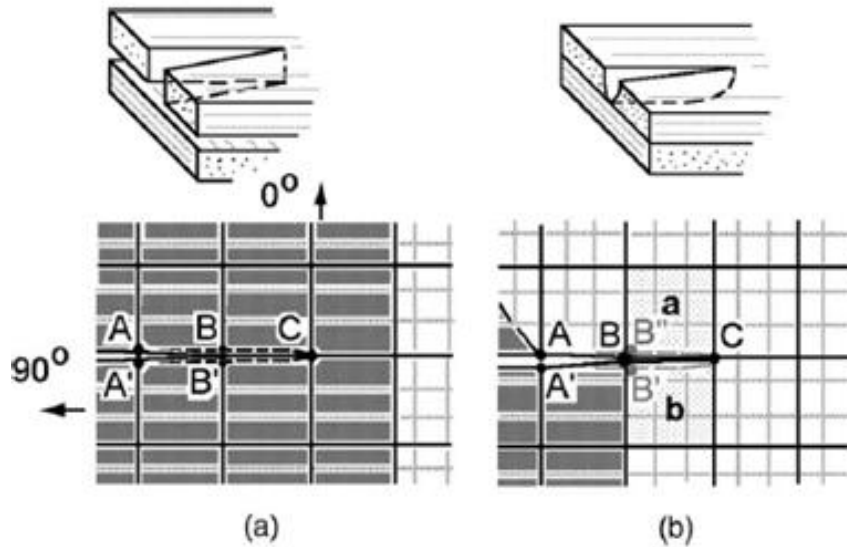


Figure IV.14 – Illustration des travaux de [McLaughlin00] selon 2 situations de délaminage et fissuration transverse combinés.

Par ailleurs ce type de modélisation a également été appliqué à l'étude de l'impact par [Bouvet09] qui utilise des éléments d'interface interlaminaires représentant le délaminage et intralaminaires représentant la fissuration matricielle.

4.1.6. Eléments finis avancés

4.1.6.1. X-FEM

La dernière décennie a vu le développement d'une catégorie d'éléments finis adaptés aux matériaux fissurés. La méthode X-FEM pour « eXtended Finite Elements Modelling » a été introduite par [Moës99], [Belytschko01], et [Dolbow00] à partir d'éléments finis traditionnels enrichis par des degrés de liberté supplémentaires associés, soit à des fonctions de forme discontinues, soit à des fonctions de forme asymptotiques de pointe de fissure. La Figure IV.15 présente deux maillages, l'un régulier et l'autre quelconque, traversés par une fissure qui ne coïncide pas avec les frontières des éléments.

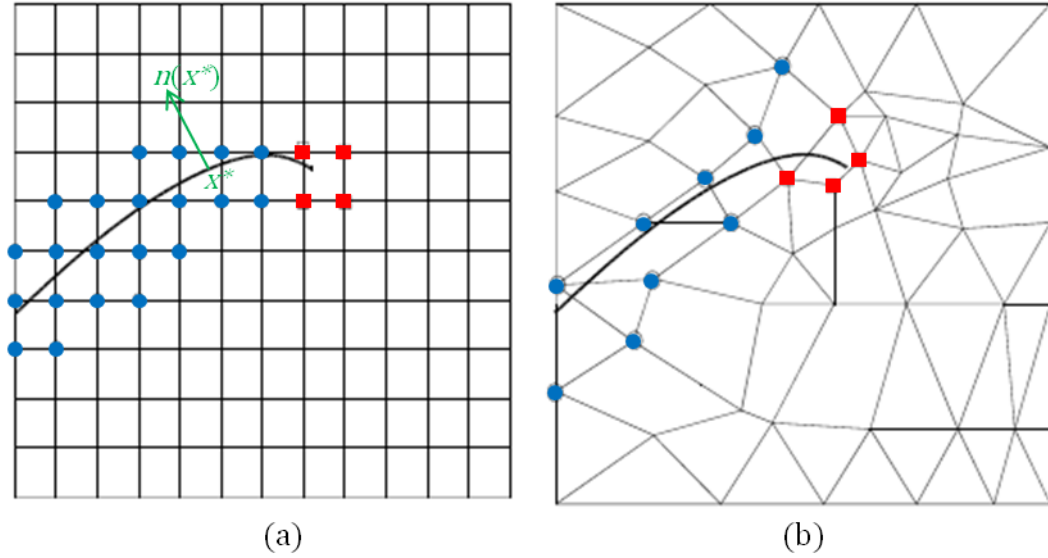


Figure IV.15 – Illustration des enrichissements des degrés de liberté d'après [Moës01] sur un maillage régulier (a), et quelconque (b).

L'ensemble des nœuds est noté I . La fissure est représentée numériquement via un enrichissement par des degrés de liberté associés à des fonctions de formes discontinues (sur l'ensemble des nœuds repassés en bleu noté J) pour les éléments traversés par la fissure, et asymptotiques (sur l'ensemble des nœuds repassés en rouge noté K) pour décrire les champs de contrainte et de déformation singuliers en pointe de fissure.

D'un point de vue analytique, on considère un domaine Ω présentant une fissure Γ . On définit tout d'abord pour chaque point x^* de Γ une normale $n(x^*)$ permettant de déterminer de quel côté de la fissure se trouve chaque point x de Ω , à travers le signe de la fonction $f(x)$ définie par :

$$f(x) = \min_{x^* \in \Gamma} \|x - x^*\| \operatorname{sign}(n(x^*) \cdot (x - x^*)) \quad (\text{IV.13})$$

Par suite, le déplacement d'un point x s'exprime :

$$u(x) = \sum_{i \in I} u_i \phi_i + \sum_{j \in J} b_j \phi_j H(f(x)) + \sum_{k \in K} \phi_k \left(\sum_l c_k^l F_l(x) \right) \quad (\text{IV.14})$$

où ϕ_i sont les fonctions de formes traditionnelles des éléments rattachés à l'ensemble des nœuds I . La formulation est enrichie sur les sous-ensembles $J \subset I$ et $K \subset I$. L'introduction d'une fonction de Heaviside H sur un DDL de $j \in J$ autorise un champ de déplacement discontinu dans le support de ϕ_j .

Les fonctions F_l des nœuds de K sont définies comme combinaisons linéaires des fonctions asymptotiques en $r^{1/2}$ de la mécanique linéaire élastique de la rupture :

$$F_l(r, \theta) \equiv \left\{ \sqrt{r} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right), \sqrt{r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right), \sqrt{r} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin(\theta), \sqrt{r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin(\theta) \right\} \quad (\text{IV.15})$$

b_j et c_k^l constituent les degrés de libertés supplémentaires correspondant aux 2 types d'enrichissement (discontinu et asymptotique).

L'avantage de cette méthode réside dans l'indépendance au maillage de la propagation de la fissure. Le maillage n'a pas à être adapté à la fissure, ni raffiné en pointe pour le calcul du taux de restitution d'énergie, et le trajet de la fissure n'est pas restreint aux frontières entre les éléments.

Cette méthode s'est rapidement popularisée et a progressivement été intégrée dans les principaux logiciels de calcul commerciaux. Les travaux concernant cette méthode s'appliquent majoritairement aux matériaux métalliques. Coté composite, [Hettich08] propose une méthode à une échelle microscopique pour mailler une résine renforcée par des inclusions. La Figure IV.16 montre le maillage utilisé. Il représente une résine et des inclusions. La propriété d'indépendance au maillage des X-FEM conduit à utiliser des mailles de taille constante. Certaines mailles représentent alors les 2 constituants à la fois. Pour ce faire L'auteur utilise une formulation d'ensembles de niveaux, c'est-à-dire une fonction indicatrice qui permet à l'intérieur d'un même élément d'attribuer à chaque point x les matériaux de l'un ou l'autre des constituants (résine ou inclusion). Un volume élémentaire d'une inclusion entourée de résine est maillé. Les interfaces inclusions/résine sont considérées et un processus multi-échelle est ensuite envisagé pour considérer des structures.

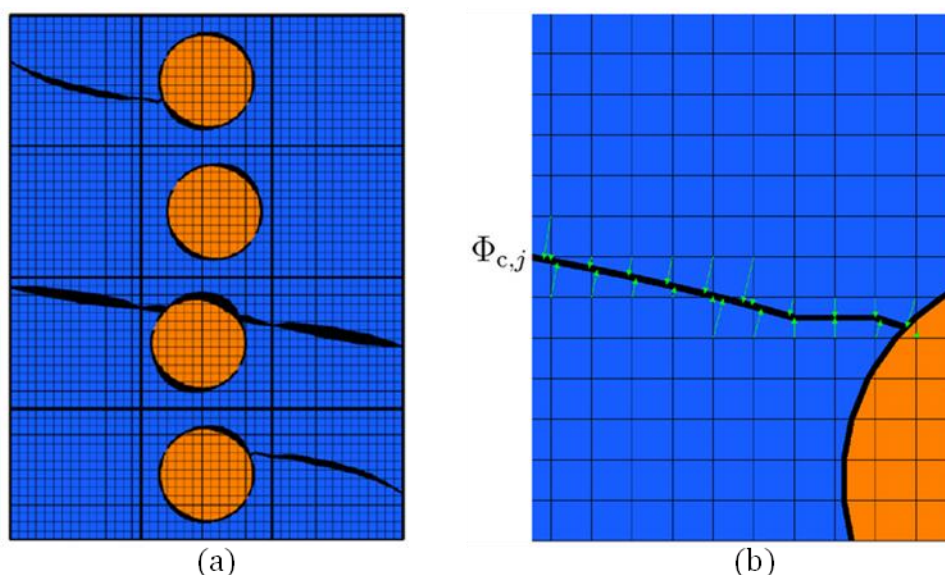


Figure IV.16 - Maillage d'un matériau à plusieurs phases (matrice renforcée par des inclusions) en X-FEM et utilisation de la formulation d'ensembles de niveaux pour définir les géométries des constituants [Hettich08].

Le maillage n'a théoriquement pas d'influence sur la propagation, mais la matrice de raideur peut présenter des problèmes de conditionnement pour les cas où le trajet de fissure passe près des arêtes ou des nœuds des éléments [Siavelis11]. Ce problème est résolu par des ajustements du maillage ou par l'utilisation de formulations d'éléments avec un nombre important de points d'intégration de Gauss (voir Figure IV.17).

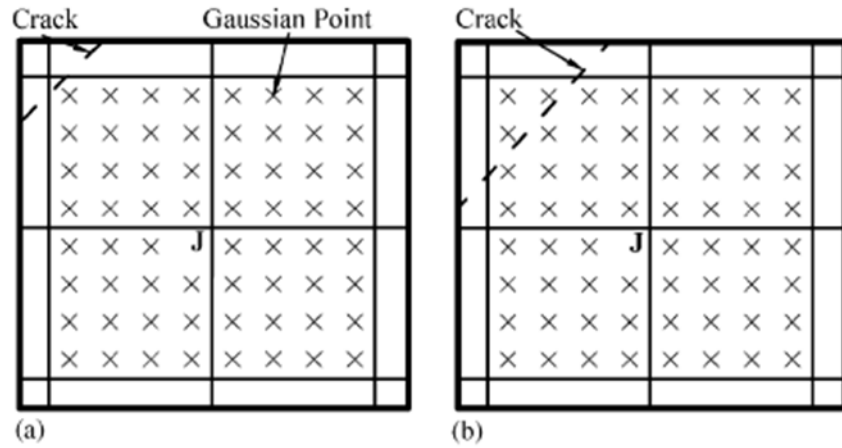


Figure IV.17 - Illustration de la nécessité d'un nombre important de points de Gauss par éléments appartenant au support des nœuds j [Asadpoure06].

Une méthode moins répandue, notée E-FEM [Oliver96] repose sur un enrichissement des éléments et non des nœuds, comparée à la méthode X-FEM [Oliver06], sur des matériaux isotropes. Ces méthodes X-FEM et E-FEM ont très peu été appliquées aux matériaux composites ou alors avec une représentation rudimentaire du matériau. [Hettich08] et [Wang12] ont considéré les deux matériaux homogènes séparément. [Asadpoure06] a réalisé des simulations sur matériaux orthotropes, mais en se restreignant à un comportement linéaire non endommageable. Ces méthodes numériques sont confrontées aux difficultés spécifiques au composite, notamment dans la définition d'un critère de rupture et d'un critère de direction de propagation.

4.1.6.2. Formulation périodynamique

Il s'agit d'une technique récente, moins répandue que la méthode X-FEM. Introduite par [Silling00], elle repose sur un modèle particulaire sans maillage (analogue aux méthodes SPH « *Smooth Particles Hydrodynamics* ») et adaptée aux problèmes de dynamique. Les particules interagissent entre elles lorsqu'elles sont éloignées d'une distance inférieure à l'« horizon », par des liens nœud à nœud, réciproques. Cette méthode repose sur une équation du mouvement :

$$\rho \ddot{u}(x, t) = \int_{R(x, \delta)} f(x, x', u(x, t), u(x', t), t) dV + b(x, t) \quad (\text{IV.16})$$

où ρ représente la masse volumique en un point donné de position initiale x (au sens lagrangien), u son déplacement, f est une fonction représentant les forces internes. Ces dernières représentent l'interaction entre la particule en x et les particules de position initiale x' situées à une distance inférieure à l'horizon δ . Enfin, b représente les forces extérieures (voir Figure IV.18 pour les notations).

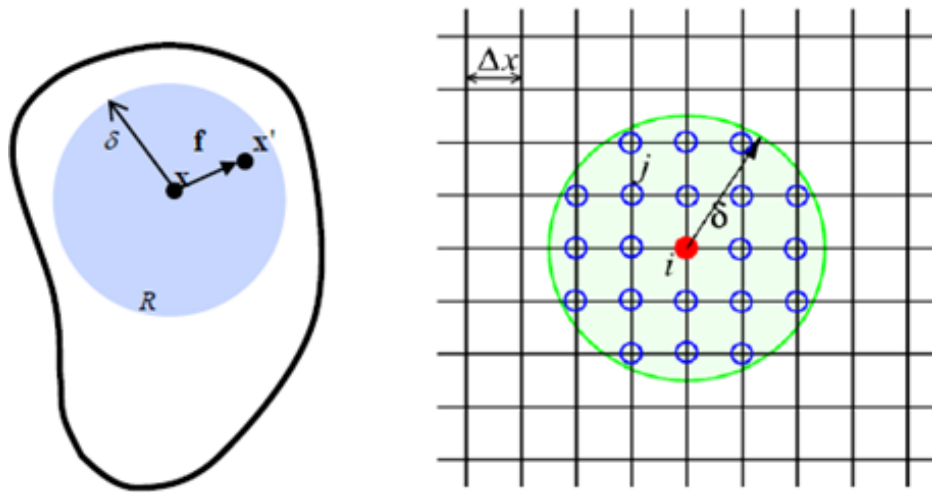


Figure IV.18 – Notations utilisées et grille de particules [Askari06].

En posant $\xi = x' - x$ et $\eta = u(x') - u(x)$, on peut écrire la position à l'instant t par $\eta - \xi$. On définit la quantité s qui correspond à un allongement :

$$s = \frac{|\eta - \xi| - |\xi|}{|\xi|} \quad (\text{IV.17})$$

Lorsque les deux particules sont éloignées d'une distance supérieure à l'horizon, elles n'interagissent pas ($f = 0$). Sinon l'effort d'interaction entre les deux particules s'apparente à une élasticité c jusqu'à un allongement maximal s_0 . La fonction f s'écrit alors :

$$\begin{aligned} f(\eta, \xi) &= 0 & \text{si } |\xi| > \delta \\ f(\eta, \xi) &= c \cdot s \cdot \mu(\eta, \xi) & \text{sinon} \end{aligned} \quad (\text{IV.18})$$

avec $\mu(\eta, \xi) = 1$ tant que $s < s_0$ (voir Figure IV.19).

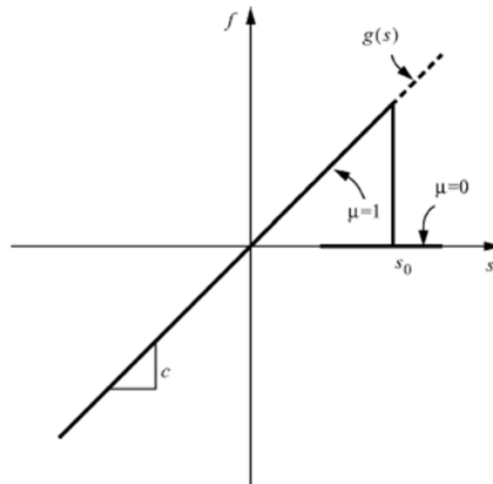


Figure IV.19 – Fonction de comportement des liens [Silling05].

Cette méthode a la particularité de reposer sur un schéma explicite et d'être théoriquement indépendante au maillage. Dans la pratique le pas de maillage Δx est généralement pris environ 3 fois supérieur à l'horizon δ [Silling05]. L'approche est intéressante

pour la modélisation de la fissure car les ruptures de liens sont traitées comme les autres déformations, et sans nécessiter de loi de propagation ou de critère de direction.

[Askari06] a appliqué la méthode sur composite. Des liens de rigidités c différentes ont été définis selon les positions relatives des particules, qu'elles soient à 0° , 90° ou 45° , ou entre deux plis. La Figure IV.20 montre des résultats de simulation pour une éprouvette de traction fissurée pour différents drapages. Le modèle est capable de rendre des faciès différents selon que la rupture soit dominée par la rupture matricielle, le délaminage ou la rupture de fibre.



Figure IV.20 – Faciès de rupture obtenus par modélisation périodynamique d'un essai de traction présentant une entaille centrée. De gauche à droite, le nombre de plis à 0° par rapport aux plis à 90° décroît [Askari06].

[Oterkus10] a également utilisé la méthode périodynamique sur composite. Le stratifié a été maillé pli par pli pour permettre le délaminage et chaque pli a été découpé en partie « fibre » et partie « résine ». Le paramètre c de la loi de comportement (IV.18) a été choisi différemment pour les interactions fibre-fibre, résine-résine, ou fibre-résine ainsi que pour l'interaction de deux particules appartenant à deux plis différents. Ce modèle a été appliqué sur un assemblage boulonné et permet ici encore de dissocier les différents modes de rupture.

La méthode périodynamique est prometteuse en raison des lois de rupture que l'on n'a pas à identifier car elles sont traitées comme les autres déformations, de la possibilité de multifissuration, et de l'indépendance théorique au maillage. Cependant un nombre important de paramètres est à identifier surtout pour le cas du composite, et a fortiori du tissu pour lequel le nombre de configurations d'interaction est encore plus important.

4.2. Principe du modèle à l'échelle de la mèche

La bibliographie a présenté différentes approches de modélisation de la rupture, chacune se voulant adaptée au problème proposé. Elles sont conditionnées par le choix d'une échelle de représentation du matériau en adéquation avec la problématique.

Au cours des essais de propagation de coupure en fatigue sur un tissu, la structure « mèche » est apparue comme l'architecture élémentaire qui conditionne le phénomène de

propagation, de par sa rupture brutale, ainsi que son rôle dans l'endommagement sur la répartition des microfissures et leur densité.

Ainsi, dans le modèle proposé dans ces travaux, on a fait le choix de mailler le pli de tissu mèche par mèche. S'appuyant sur des constats expérimentaux, on fait l'hypothèse qu'une mèche ne peut rompre qu'entièrement. La propagation s'effectue par pas spatial correspondant à la largeur de mèche et on choisit par conséquent de n'utiliser qu'un seul élément dans la largeur de la mèche. Il est donc apparu judicieux de mailler chaque mèche par une rangée de quadrangles.

On a vu lors du Chapitre III en quoi le phénomène de propagation de coupure faisait intervenir l'altération de comportement du matériau, qui se manifeste notamment par de la fissuration matricielle dans les mèches. On propose de prendre en compte cet endommagement sous forme semi-discrète en suivant l'exemple d'auteurs tels que [Wisnom10], qui plaide pour cette représentation de l'endommagement, et de [McLaughlin00], qui choisit une approche similaire de maillage d'un stratifié à plis croisés et qui prend en compte son endommagement de cette façon. Dans le modèle proposé, l'endommagement semi-discret entre les mèches est obtenu par dégradation d'éléments d'interface liant les mèches, selon une méthode détaillée en 4.4.1. Elle va permettre de considérer chaque mèche comme une structure et de représenter l'effet de l'endommagement, comme le découplage entre les différentes mèches.

Cette méthode a l'avantage de permettre d'appliquer la dernière idée fondamentale de la modélisation, qui concerne le pilotage de la rupture. En suivant l'exemple de [Mandell75] on souhaite utiliser un critère sur la déformation endurée par les mèches et faire l'hypothèse que la rupture de la mèche intervient (d'un seul coup) pour un nombre de cycles dépendant de la tenue en fatigue des fibres. Cette définition nous exempt de l'identification de taux de restitution d'énergie critique du matériau, voire de courbe de résistance R , pour la simulation de la rupture. Ces données nécessitent des essais de ténacité dont les résultats dépendent fortement des conditions expérimentales, en particulier pour des matériaux orthotropes ([Mourot07] [Gutkin11]).

On propose finalement un modèle par éléments finis spécifique à la représentation de la propagation de coupure sur tissu, qui met en jeu 3 à 4 types d'éléments que sont :

- Des éléments surfaciques qui représentent le composite sain.
- Des éléments d'interface entre mèches de chaîne et mèches de trame dont la dégradation conduit à l'introduction d'endommagement local semi-discret.
- Des éléments de rupture, permettant la propagation de coupure.
- Des éléments d'interface 0-45 (si le drapage le requiert).

4.2.1. Aspects pratiques du maillage

Les éléments surfaciques utilisés sont des quadrangles, dont la taille est systématiquement fixée par la largeur de la mèche w . La Figure IV.21 schématise une mèche élémentaire, composée d'une rangée d'éléments surfaciques séparés par des éléments de rupture, eux-mêmes composés de 4 nœuds et initialement de surface nulle.

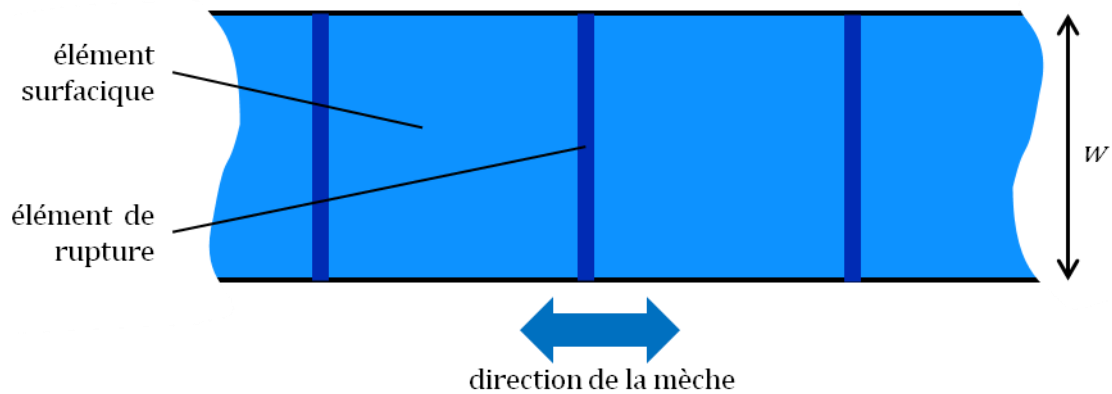


Figure IV.21 – Maillage d'une mèche par des éléments surfaciques séparés par des éléments de rupture.

Deux portions de mèches sont représentées en Figure IV.22. Les éléments de rupture ont été étirés, et les deux mèches séparées l'une de l'autre pour la compréhension du schéma. Dans la pratique les nœuds 2 et 3 sont initialement confondus, de même que les nœuds 6,7,10 et 11, et les nœuds 14 et 15.

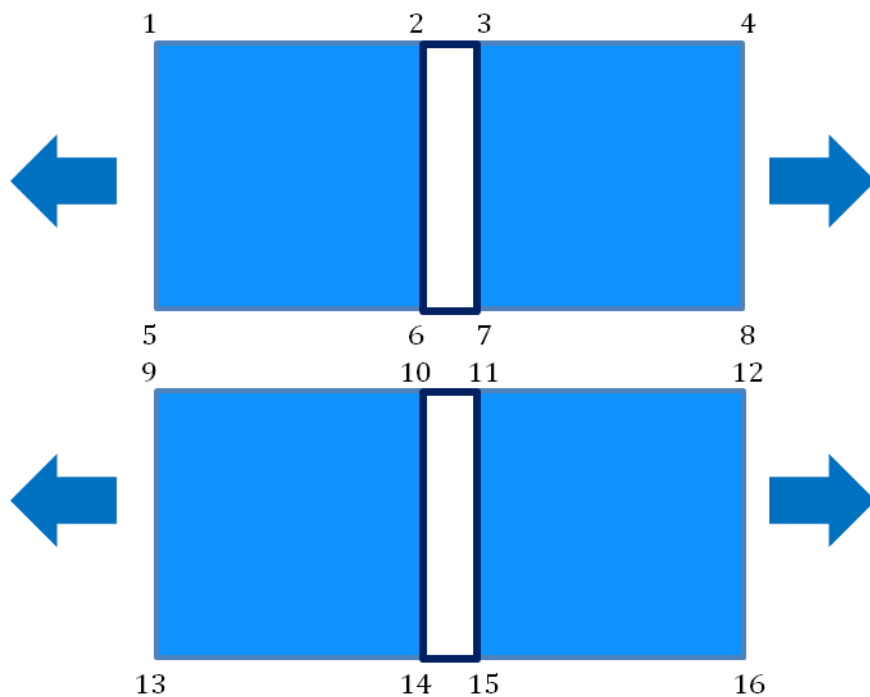


Figure IV.22 – Illustration d'une portion de maillage dans une direction, distendu pour une meilleure clarté. En configuration saine, les nœuds 2 et 3 sont géométriquement confondus, de même que les nœuds 6,7,10 et 11, et les nœuds 14 et 15.

Chaque direction de renfort est maillée séparément et les deux nappes notées « chaîne » et « trame » sont superposées. Les éléments des deux nappes sont liés 2 à 2 comme schématisé sur la Figure IV.23. L'interface est réalisée par 4 éléments à 2 nœuds, représentés par des ressorts.

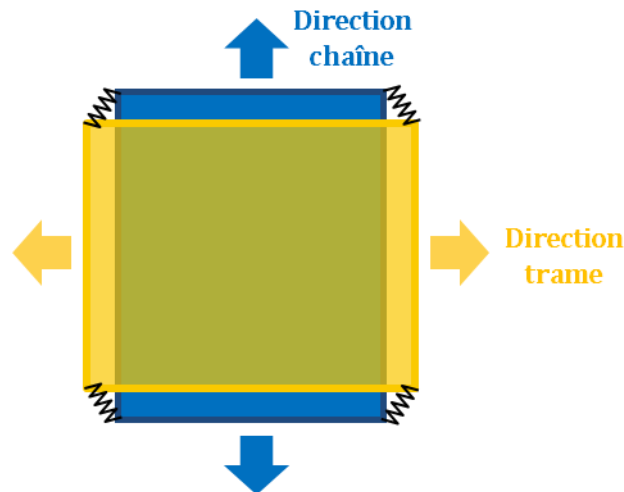


Figure IV.23 – Liaison chaîne/trame réalisée par 4 éléments d'interface représentés par des ressorts (maillage distendu pour la compréhension).

La superposition des deux maillages dans les directions chaîne et trame conduit au maillage représenté Figure IV.24, toujours de façon distendue pour la clarté du schéma. Au total, les points géométriques des nœuds du maillage coïncident géométriquement avec 8 nœuds superposés (4 par direction de maillage).

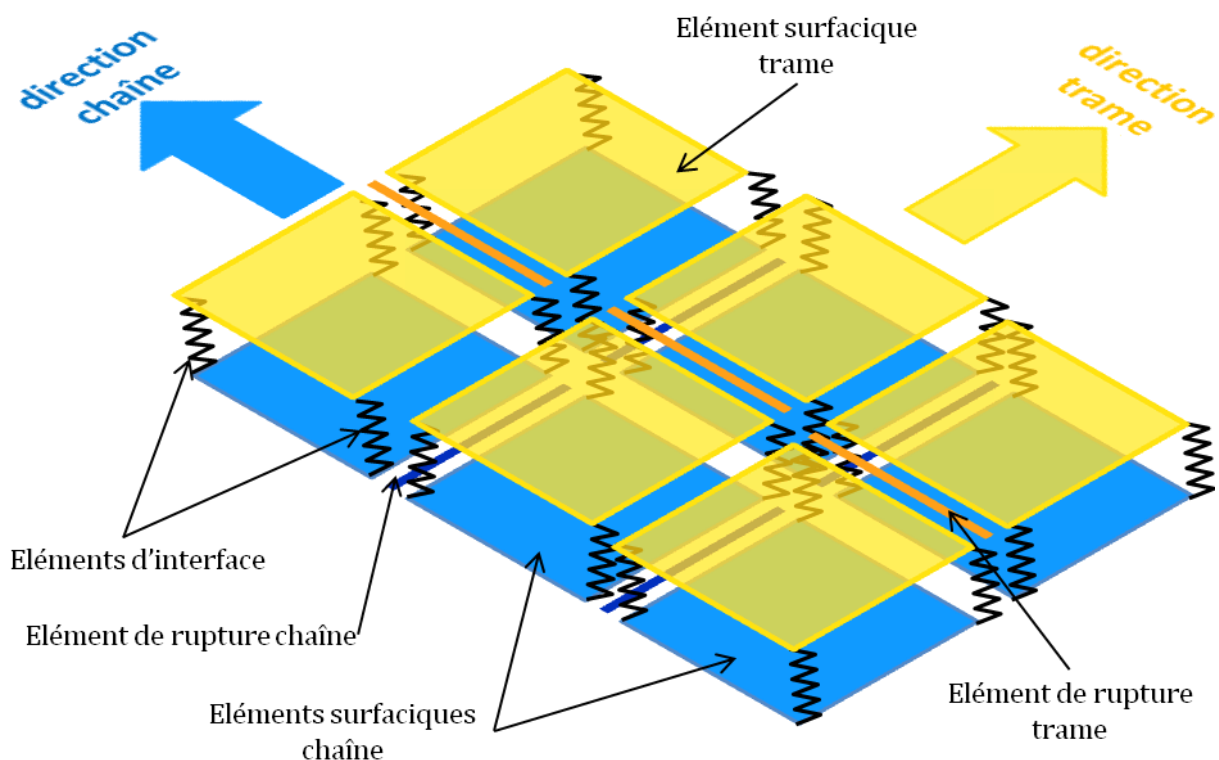


Figure IV.24 – Schéma du maillage d'un pli, distendu pour la compréhension. En pratique, le maillage est plan, et les éléments chaîne et trame sont initialement confondus. Les éléments d'interface relient 2 nœuds initialement confondus, et les éléments de rupture sont de surface nulle.

4.2.2. Rôle des éléments

Cette méthode de réalisation de l'interface a pour conséquence qu'il n'y a pas de liaison directe entre deux mèches consécutives d'une même direction. Les transferts d'efforts chaîne/chaîne (ou trame/trame) se font via l'autre direction de maillage et les dégradations des interfaces entre deux mèches de même direction et de directions différentes sont donc couplées.

On a observé dans l'étude expérimentale qu'en traction dans la direction des renforts, le matériau s'endommage par fissuration matricielle dans les mèches transverses à la direction de la charge. Cette fissuration dégrade les transferts d'efforts entre deux mèches transverses de même direction, et entre les deux directions de renforts. Pratiquement la quantification de ces deux types de dégradations semble expérimentalement hors de portée, et suggérerait de faire appel à une modélisation microscopique d'un volume représentatif d'une zone de tissu fissuré. Le but ici n'est pas de dissocier l'effet d'une fissure sur la dégradation des liaisons chaîne/chaîne, trame/trame ou chaîne/trame et de tenter d'obtenir un champ de déformation à l'échelle microscopique, mais de représenter l'effet de cet endommagement sur la perte de raideur du stratifié amenant une redistribution des efforts, pour finalement quantifier une déformation à l'échelle de la mèche.

Les éléments d'interface sont dotés d'une raideur évolutive. Initialement celle-ci est infinie, et c'est sa diminution qui découple les directions de renforts et permet ainsi de simuler l'endommagement.

En configuration saine, c'est donc le comportement des éléments surfaciques chaîne et trame qui simule le comportement du pli non-endommagé. Lors d'un essai de traction dans l'axe des renforts, la fissuration matricielle a pour conséquence de décharger les mèches transverses, de sorte que si les directions étaient entièrement découplées, seules les mèches longitudinales supporteraient les efforts. Ces mèches sont composées de fibres stabilisées par de la résine, et comme il est difficile de dissocier la part de résine dans les mèches de celle située entre les mèches, il a paru judicieux de représenter le comportement de l'ensemble de la résine dans la partie transverse des éléments surfaciques. Par conséquent, le comportement longitudinal des éléments surfaciques correspond à celui des fibres seules et l'autre direction au complément, c'est-à-dire à celui des fibres transverses et de l'ensemble de la résine (dans les mèches longitudinales, transversales et entre les mèches). Le comportement du stratifié sain est décrit en 4.3.

4.2.3. Cas de maillages à plusieurs plis

Ces travaux se limitent à des problèmes plans ; en effet la dimension des coupures reste faible comparée au rayon de courbure des revêtements de pales. Dans ce cadre nous négligerons les interactions entre les plis et considérerons qu'un problème sur 2 plis est équivalent à deux fois le même problème sur un seul pli. Ainsi, pour des drapages constitués de plis dans la même direction comme $[0/90]_n$ ou $[\pm 45]_n$, on se contentera de mailler un seul pli et de multiplier par n l'épaisseur des éléments surfaciques pour donner au maillage une raideur représentative de celle du stratifié.

En revanche, le drapage $[0;45]_n$ nécessitera des éléments d'interface spécifiques (détaillé en 4.6) pour assurer la liaison entre un maillage orienté à $0/90$ et un maillage à ± 45 . On pourrait imaginer que cette méthode se transpose aux stratifiés constitués de plis de mêmes directions, comme discuté en 4.6.3.

4.3. Comportement du stratifié sain

Cette partie présente le calcul des coefficients matériau affectés aux éléments pour représenter le pli en configuration saine, c'est-à-dire dans sa zone de comportement élastique. On rappelle ici les valeurs de l'épaisseur nominale d'un pli, e , de la largeur d'une mèche w , et des coefficients d'élasticité du pli dans son repère d'orthotropie (l,t) :

- $e = 0,31 \text{ mm}$
- $w = 0,5 \text{ mm}$
- $E_{ll} = E_{tt} = E_0 = 21 \text{ GPa}$ (tissu équilibré)
- $\nu_{lt} = \nu_{tl} = \nu_0 = 0,15$
- $G_{lt} = G_0 = 3,5 \text{ GPa}$

En configuration saine, les éléments d'interface et de rupture sont idéalement de raideur infinie. Pour des considérations numériques, on adopte la valeur $k_0 = 10^6 \text{ N/m}$ suffisamment grande par rapport à la raideur des éléments surfaciques (calcul détaillé en section 4.4).

Les éléments surfaciques sont élastiques orthotropes linéaires. Ils présentent une épaisseur que l'on fixe à $e/2$, pour que l'épaisseur d'un élément chaîne et d'un élément trame corresponde à celle d'un pli. Le comportement orthotrope 2D des éléments surfaciques nécessite l'identification de 4 paramètres. On choisit d'utiliser les paramètres E_1 , module dans la direction de la mèche, E_2 , module dans la direction transverse (voir Figure IV.25a), G_{12} , module de cisaillement et ν_{12} , coefficient de Poisson.

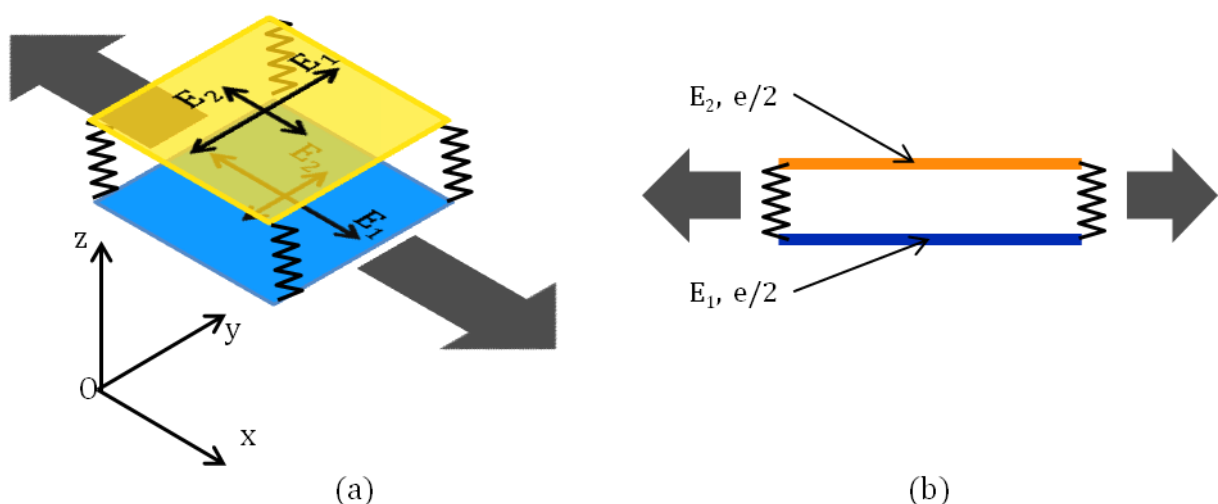


Figure IV.25 - Schéma pour le calcul des constantes élastiques E_1 et E_2 .

On doit avoir l'équivalence entre la matrice de rigidité du pli et celle qui résulte de la superposition d'un élément orienté à 0° et d'un élément à 90° , ce qui donne la relation :

$$\frac{e}{2} \begin{pmatrix} \beta E_1 & \beta v_{12} E_2 & 0 \\ \beta v_{12} E_2 & \beta E_2 & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} + \frac{e}{2} \begin{pmatrix} \beta E_2 & \beta v_{21} E_1 & 0 \\ \beta v_{21} E_1 & \beta E_1 & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} = e \begin{pmatrix} \beta_0 E_0 & \beta_0 v_0 E_0 & 0 \\ \beta_0 v_0 E_0 & \beta_0 E_0 & 0 \\ 0 & 0 & G_0 \end{pmatrix} \quad (IV.19)$$

avec

$$\beta = \frac{1}{1 - v_{12} v_{21}} \quad (IV.20)$$

$$\beta_0 = \frac{1}{1 - v_0^2} \quad (IV.21)$$

Il en résulte les 3 équations scalaires indépendantes suivantes pour déterminer les 4 inconnues que sont E_1 , E_2 , v_{12} et G_{12} :

$$\begin{cases} \beta \frac{E_1 + E_2}{2} = \beta_0 E_0 \\ \beta v_{12} E_2 = \beta_0 v_0 E_0 \\ G_{12} = G_0 \end{cases} \quad (IV.22)$$

De plus, on a fait l'hypothèse, que la direction longitudinale représente les fibres et la direction transverse le complément. En effet, en configuration totalement dégradée, c'est-à-dire lorsque les éléments d'interface ne transmettent plus d'effort, les directions chaîne et trame sont totalement découplées. En exerçant une traction, par exemple dans l'axe chaîne, seules ces mèches doivent reprendre des efforts. Ce cas imaginaire correspond à une résine tellement fissurée que seules les fibres longitudinales reprennent des efforts.

Pour traduire cette hypothèse, [Bizeul09] a calculé le module d'Young E_1 , en prenant en compte la fraction volumique de fibres longitudinales sur une section de pli V_{fibres_longi} , et le module d'Young des fibres E_{fibre} :

$$\frac{e}{2} E_1 = V_{fibres_longi} * e * E_{fibre} \quad (IV.23)$$

Le module d'Young des fibres de verre E_{fibre} est une donnée bibliographique, tandis que la fraction volumique des fibres longitudinales V_{fibres_longi} a été déterminée à partir d'observations micrographiques et de seuillages de sections de mèches :

- $E_{fibres} = 74$ GPa
- $V_{fibres_longi} = 0,19$
- $e = 0,31$ mm

On déduit des équations (IV.22) et (IV.23) les valeurs des coefficients élastiques des éléments surfaciques :

- $E_1 = 28$ GPa
- $E_2 = 14$ GPa
- $G_{12} = 3,5$ GPa
- $v_{12} = 0,23$

Le module E_1 représente le comportement des fibres seules. Le module E_2 représente donc le complément, à savoir les fibres transverses et la résine qu'elle soit dans les mèches chaîne, trame ou entre les mèches. Lorsque les deux directions sont totalement découplées, l'endommagement atteint est $1 - E_2 / (E_1 + E_2) = 1/3$. Par conséquent les fibres longitudinales seules représentent $2/3$ de la rigidité longitudinale du pli, et l'ensemble fibres transverses et résine y contribue pour $1/3$. Le module de cisaillement G_{12} est simplement pris égal à G_{lt} . Chaque élément contribue de la même manière à la rigidité de cisaillement.

4.4. Prise en compte de l'évolution du comportement mécanique

Le modèle doit reproduire le comportement du matériau sous sollicitation cyclique, en particulier les aspects qui s'avèrent influents pour le phénomène de propagation de coupure. L'étude expérimentale a présenté le comportement du matériau en traction et en cisaillement. En traction dans l'axe des renforts, un affaiblissement de la rigidité axiale avec le nombre de cycles se manifeste par de la microfissuration qui tend à découpler les deux directions de renforts. On la représente numériquement par une baisse de raideur des éléments d'interface (schématisées par des ressorts sur les Figure IV.23 à Figure IV.25). On constate également de faibles déformations résiduelles et on fait le choix de les négliger car elles apparaissent très limitées par rapport à celles que l'on peut observer en cisaillement.

Le cisaillement combine de nombreux aspects non-linéaires (Figure II.43). La pseudo-plasticité, ainsi que les déformations résiduelles sont importantes et affectent les transferts d'efforts. Ces non-linéarités de comportement ne se traduisent pas par de la microfissuration, et les essais de couplages en 2.4.4 montrent qu'un endommagement de cisaillement ne se répercute pas sur la réponse du matériau dans l'axe des mèches. On ne représentera donc pas cette pseudo-plasticité par une dégradation des éléments ressorts qui découple les liaisons entre les deux directions, mais par une loi d'écrouissage affectée aux éléments surfaciques. On s'est par ailleurs limité à une prise en compte des sollicitations quasi-statiques pour le cisaillement. La partie fatigue de la pseudo-plasticité n'est donc pas représentée au vu de la difficulté à l'obtenir expérimentalement et du manque de temps. De plus, il ressort des essais réalisés, qu'à déformation imposée, celle-ci apparaît faible par rapport à la partie quasi-statique de la pseudo-plasticité.

Par ailleurs le comportement en cisaillement des éléments surfaciques intègre une diminution du module de cisaillement, identifiée expérimentalement. Par contre les aspects visqueux, ainsi que les effets d'hystérésis constatés (Figure II.43) n'ont pas été pris en compte. L'étude expérimentale n'a pas permis de les appréhender précisément et leur modélisation détaillée nécessite des approches spécifiques complexes même pour des situations simples de cisaillement homogène, pur, et quasi-statique ([Thiruppukuzhi01], [Cantournet03], [Zrida09]).

Pour résumer, par rapport au comportement sain décrit en 4.3, les aspects suivants ont été pris en compte :

- Endommagement en traction quasi-statique et de fatigue par une diminution de rigidité des éléments d'interface.
- Endommagement et pseudo-plasticité de cisaillement quasi-statique dans la loi de comportement des éléments surfaciques.

4.4.1. Endommagement en fatigue

Cette section décrit la façon dont est représenté l'endommagement axial (dans l'axe des renforts) dans le modèle par éléments finis. Cet endommagement axial est introduit par une dégradation de la raideur k des éléments d'interfaces. Pour quantifier l'évolution de cette raideur, on suit la démarche décomposée dans les sous-sections suivantes. Dans un premier temps, les résultats expérimentaux d'évolution de l'endommagement $d(\varepsilon, N)$ en fonction de la déformation maximale de fatigue, notée ici simplement ε , et du nombre de cycles N sont présentés. Puis on décrira la matrice de rigidité de l'élément d'interface qui prend en compte une raideur k_1 et une raideur k_2 , respectivement selon les directions 1 et 2, totalement découplées. Il s'agira ensuite de démontrer la relation analytique entre la raideur des éléments d'interface, k (k_1 ou k_2), et l'endommagement d (d_1 ou d_2), afin d'identifier une loi d'endommagement $k(\varepsilon, N)$ en fonction de la déformation et du nombre de cycles. Enfin, la déformation considérée dans cette expression est discutée et la prise en compte du cumul d'endommagement lors de la succession de blocs B_i de N_i cycles à des déformations données ε_i est détaillée.

4.4.1.1. Données expérimentales

En sollicitation de traction quasi-statique ou cyclique, le module d'Young du pli peut diminuer si la sollicitation ou le nombre de cycles est suffisamment important (cf 2.2.4). Cette dégradation est caractérisée par l'endommagement d_1 ou d_2 selon la direction. Bien qu'elles soient a priori différentes, ces variables associées à une direction répondent à des lois identiques puisque le tissu est équilibré, et que l'on néglige la différence de comportement entre les directions chaîne et trame. Ainsi pour détailler leur loi d'évolution, l'endommagement sera noté simplement d :

$$d(\varepsilon, N) = 1 - \frac{E(\varepsilon, N)}{E_0} \quad (\text{IV.24})$$

L'évolution de l'endommagement a été mesurée sur les essais de fatigue présentés dans la section 2.2.4. Le module d'Young considéré est mesuré sur la pente de la courbe contrainte/déformation sur la plage de déformation $[10^{-3}; 3.10^{-3}]$ en accord avec la norme [ASTM3039]. Il s'agit donc dans ce cas d'un module d'Young tangent. Cette méthode permet de comparer un module après N cycles au module nominal E_0 ; ce dernier étant classiquement évalué par la pente à l'origine (sur la plage $[10^{-3}; 3.10^{-3}]$ d'après la norme [ASTM3039]).

L'introduction d'une variable d'endommagement doit permettre d'associer une contrainte à une déformation en cohérence avec la réponse du matériau. Mais le comportement légèrement non-linéaire que l'on peut constater Figure IV.26 montre que le module tangent est inapproprié pour remplir ce rôle. Sur cette figure, on voit en trait plein le signal de contrainte/déformation d'un essai de fatigue, lors de la première charge et pour une charge après N cycles de fatigue. Les courbes en tirets montrent les pentes des modules tangents, E_{tan} des deux charges mesurées sur $[10^{-3}; 3 \cdot 10^{-3}]$. En utilisant ces pentes, on surestime la contrainte endurée par l'éprouvette à la déformation maximale de fatigue. Par contre, le module sécant permet d'associer une contrainte à une déformation donnée en accord avec le comportement du matériau. Comme les déformations anélastiques ne sont pas prises en compte en traction, le module sécant $E_{sécant}$ est calculé tel que défini Figure IV.26, c'est-à-dire par la pente entre l'origine du repère et le point de la courbe de charge à déformation maximale.

Dans le cas présenté Figure IV.26 la baisse de rigidité calculée via le module sécant sera environ 50% plus importante que celle obtenu en utilisant le module tangent.

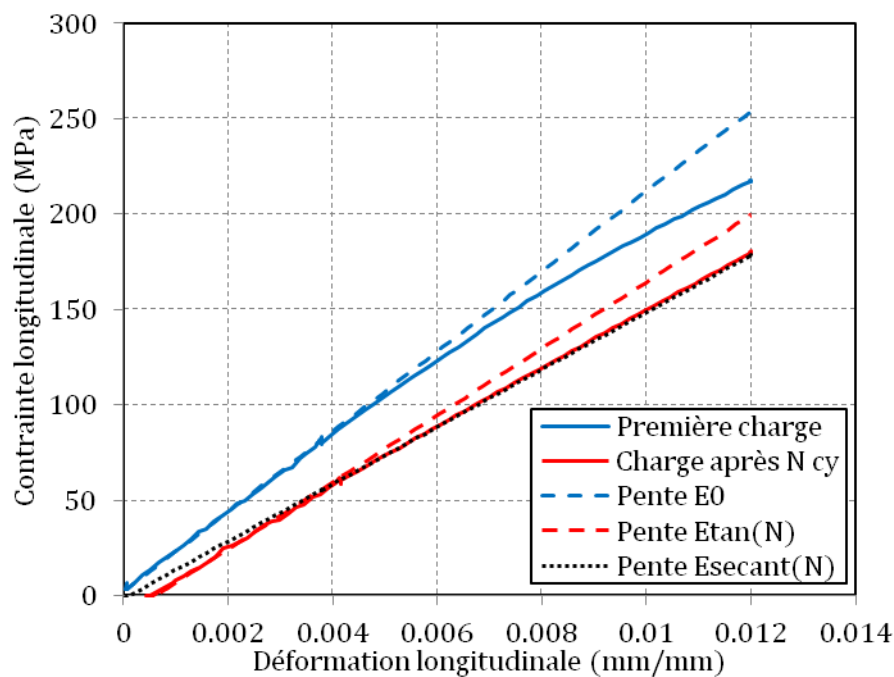


Figure IV.26 – Illustration de la différence entre module tangent E_{tan} et module sécant $E_{sécant}$ utilisé dans la définition de l'endommagement.

Les essais de fatigue présentés en 2.2.4 ont été de nouveau dépouillés en mesurant l'endommagement pour des nombres de cycles compris entre 10^2 et 10^6 cycles à partir du module sécant. Les résultats sont reportés Figure IV.27, affectés de courbes de tendance. Les résultats des essais de fatigue réalisés pour l'étude de couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) ont été ajoutés afin d'augmenter le nombre de points, notamment pour les hautes déformations ($15 \cdot 10^{-3}$). Les points « fatigue 1 cy » sont calculés à partir du module sécant de la première charge comparé au module initial E_0 (qui lui est tangent) pour chaque essai de fatigue. En comparaison du graphe Figure II.24 dépouillé en module tangent, les tendances des résultats restent identiques. La prise en compte du module tangent modifie uniquement les valeurs des endommagements obtenus

qui sont uniformément supérieures de 40 à 50%. On note également que la dispersion relative est importante quel que soit le niveau de chargement et le nombre de cycles.

Une asymptote d'endommagement maximum est constatée entre 33 et 35%. Cette valeur est à rapprocher des parts de rigidité portées par les différents constituants. Le calcul présenté en 4.3 montre que sous des hypothèses simplificatrices les fibres longitudinales reprennent environ 2/3 de la rigidité, donc si la fissuration matricielle est telle que les mèches transverses et la résine ne reprennent plus aucun effort, un endommagement de 33% devrait être atteint. Ce constat est à modérer car le raisonnement pour obtenir la valeur de E_1 correspond à une représentation idéalisée des mèches et du pli qui néglige certains aspects (présence de points de tissage, dépliements des fibres sans résine notamment).

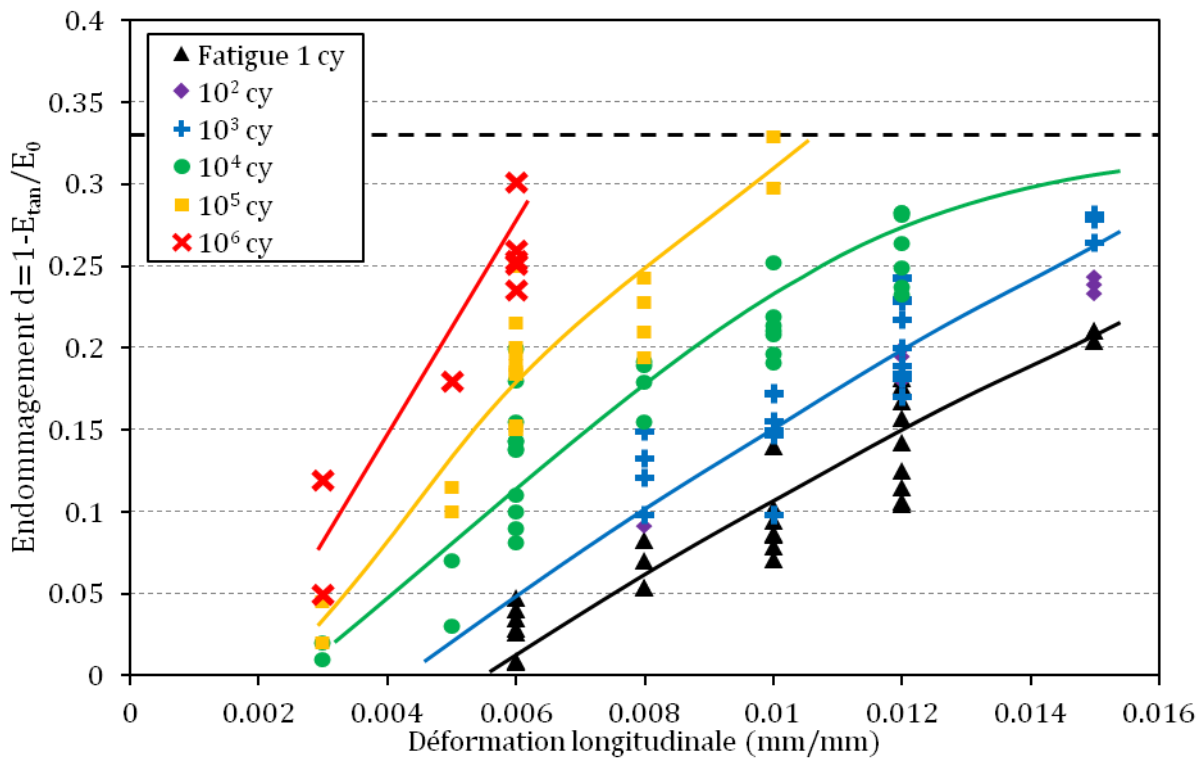


Figure IV.27 – Résultats expérimentaux de l'endommagement en fonction de la déformation de fatigue et du nombre de cycles obtenus en considérant le module tangent.

4.4.1.2. Matrice de raideur de l'élément d'interface

La dégradation de module est représentée par la diminution de la raideur des éléments d'interface. Plus précisément, les essais de couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) en section 2.4.2. ont démontré une indépendance manifeste entre les endommagements selon les deux directions 1 et 2 du pli. Les raideurs k_1 et k_2 de la matrice de rigidité de l'élément d'interface dans les directions d'orthotropie, doivent donc être totalement découplées. La Figure IV.28 montre un élément d'interface reliant les nœuds N_1 et N_2 de deux éléments surfaciques, dans le cas où le maillage est orienté selon le repère structure (O_{xy}) et dans le cas général, pour un drapage orienté d'un angle θ .

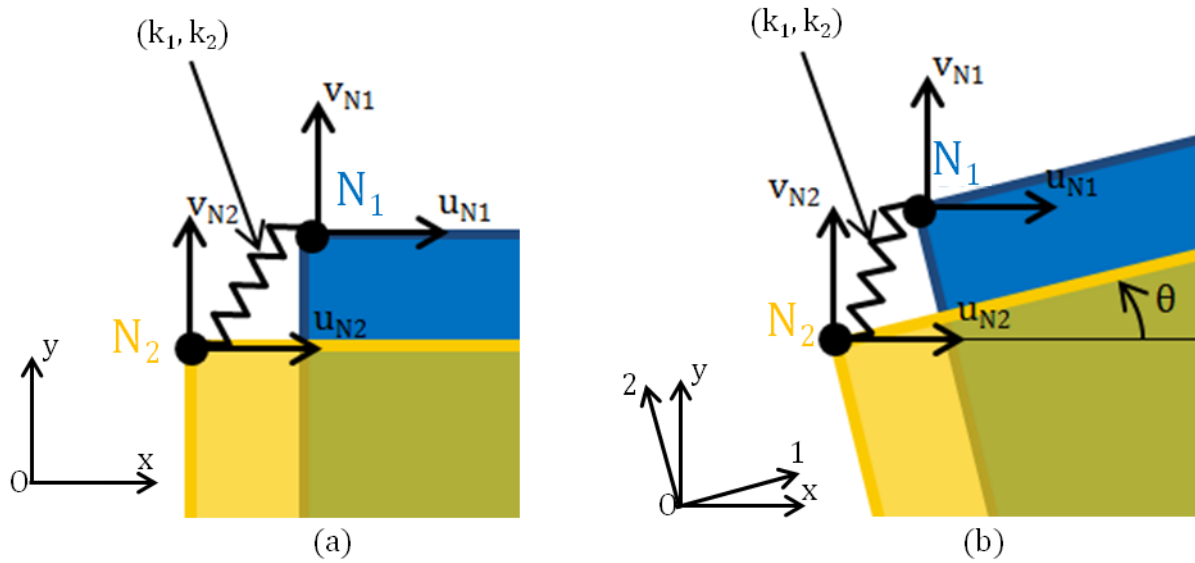


Figure IV.28 - Elément d'interface utilisé pour lier les deux directions de maillage entre les nœuds N_1 et N_2 . (a) : cas où le maillage est orienté suivant le repère structure (O_{xy}) . (b) : cas général.

La matrice de raideur de l'élément est définie dans le repère structure :

$$F = \begin{pmatrix} F_{N1}^x \\ F_{N1}^y \\ F_{N2}^x \\ F_{N2}^y \end{pmatrix} = K \begin{pmatrix} u_{N1} \\ v_{N1} \\ u_{N2} \\ v_{N2} \end{pmatrix} \quad (IV.25)$$

avec dans le cas particulier de la Figure IV.28a :

$$K(\theta = 0^\circ) = \begin{pmatrix} k_1 & 0 & -k_1 & 0 \\ 0 & k_2 & 0 & -k_2 \\ -k_1 & 0 & k_1 & 0 \\ 0 & -k_2 & 0 & k_2 \end{pmatrix} \quad (IV.26)$$

qui devient dans le cas général (Figure IV.28b) :

$$K(\theta) = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} k_1 c^2 + k_2 s^2 & k_1 s c - k_2 s c & -k_1 c^2 - k_2 s^2 & k_2 s c - k_1 s c \\ k_1 s c - k_2 s c & k_1 c^2 + k_2 s^2 & k_2 s c - k_1 s c & -k_1 c^2 - k_2 s^2 \\ -k_1 c^2 - k_2 s^2 & k_2 s c - k_1 s c & k_1 c^2 + k_2 s^2 & k_1 s c - k_2 s c \\ k_2 s c - k_1 s c & -k_1 c^2 - k_2 s^2 & k_1 s c - k_2 s c & k_1 c^2 + k_2 s^2 \end{pmatrix} \quad (IV.27)$$

avec $c = \cos(\theta)$ et $s = \sin(\theta)$

Dans la pratique parmi les drapages désorientés par rapport au repère structural, seul le cas $\theta=45^\circ$ est utilisé pour notre étude:

$$K(\theta = 45^\circ) = \begin{pmatrix} k_1 + k_2 & k_1 - k_2 & -k_1 - k_2 & k_2 - k_1 \\ k_1 - k_2 & k_1 + k_2 & k_2 - k_1 & -k_1 - k_2 \\ -k_1 - k_2 & k_2 - k_1 & k_1 + k_2 & k_1 - k_2 \\ k_2 - k_1 & -k_1 - k_2 & k_1 - k_2 & k_1 + k_2 \end{pmatrix} \quad (IV.28)$$

Les sous-sections suivantes présentent la définition des lois d'évolutions de k_1 et k_2 .

4.4.1.3. Relation raideur – endommagement

On détaille ici le raisonnement permettant d'établir une relation entre la raideur k_i d'un élément d'interface dans la direction i et l'endommagement d_i correspondant. Les raisonnements étant identiques dans les deux directions 1 et 2, les notations « k » et « d » seront utilisées.

Soit une mèche de chaîne sous un effort F de traction (voir Figure IV.29), et (c) et (t) deux éléments superposés, représentant respectivement la direction chaîne et la direction trame. On raisonne sur un modèle simplifié en une dimension des deux éléments surfaciques liés par 2 éléments d'interface.

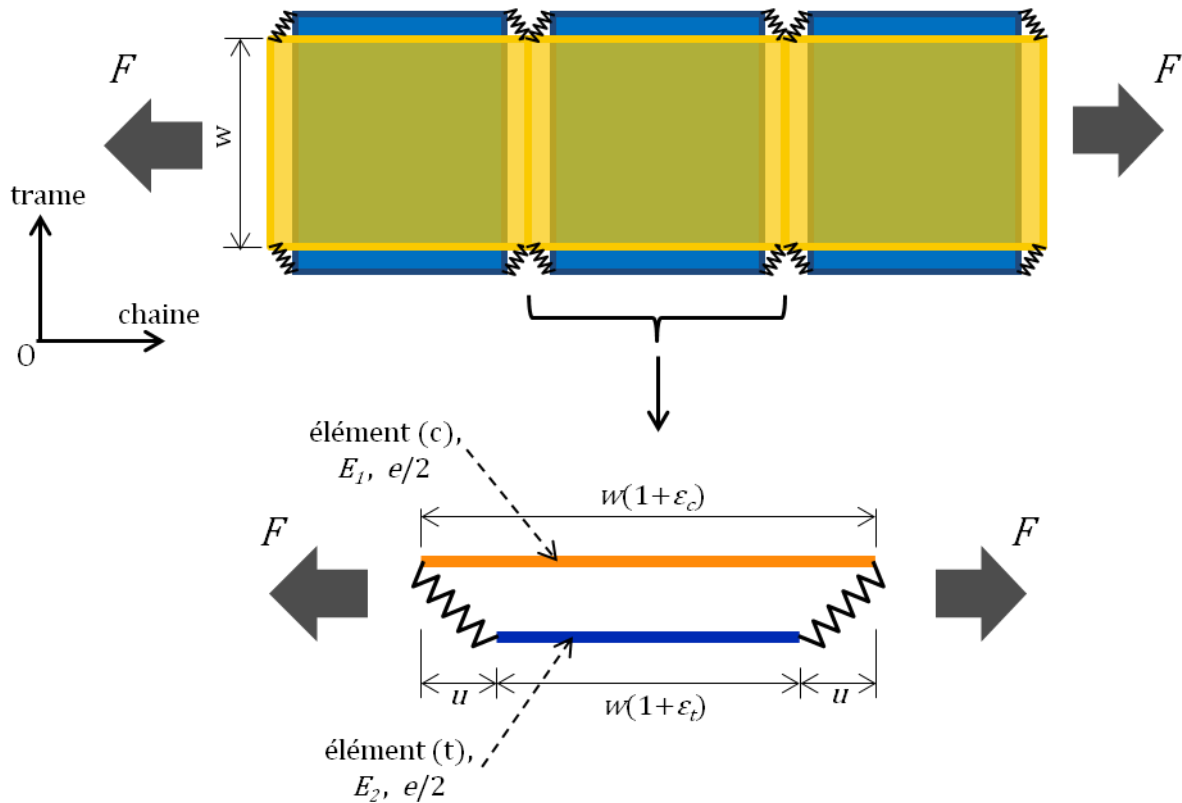


Figure IV.29 – Représentation d'une mèche en traction pour établir la relation raideur – endommagement, et réduction en un problème 1D sur un ensemble de deux éléments surfaciques superposés liés par deux éléments ressorts.

On cherche à lier la raideur k des éléments d'interface à l'endommagement d qui se définit par la relation :

$$E = E_0(1 - d) \quad (\text{IV.29})$$

L'effort F se décompose en une force dans l'élément (c), F_c , et une force dans l'élément (t), F_t qui s'expriment en fonction des déformations ε_c et ε_t :

$$F = F_c + F_t = ew\varepsilon_c E \quad (\text{IV.30})$$

$$F_c = \frac{e}{2} w E_1 \varepsilon_c \quad (\text{IV.31})$$

$$F_t = \frac{e}{2} w E_2 \varepsilon_t \quad (\text{IV.32})$$

Par ailleurs le maillage impose la condition cinématique :

$$2u + w(1 + \varepsilon_t) = w(1 + \varepsilon_c) \quad (\text{IV.33})$$

La loi de comportement du ressort pour une raideur k non nulle donne :

$$u = \frac{F_t}{k} = \frac{\frac{e}{2} w E_2 \varepsilon_t}{k} \quad (\text{IV.34})$$

Ainsi, en réécrivant (IV.33) en tenant compte de (IV.34) on a :

$$\varepsilon_c = \varepsilon_t \left(1 + \frac{e}{k} E_2 \right) \quad (\text{IV.35})$$

Dans le cas où ε_t est non nul, on réécrit (IV.30) :

$$\frac{F}{ew\varepsilon_t} = \frac{F_c + F_t}{ew\varepsilon_t} = \frac{E_1}{2} \left(1 + \frac{eE_2}{k} \right) + \frac{E_2}{2} \quad (\text{IV.36})$$

$$\Leftrightarrow \left(1 + \frac{e}{k} E_2 \right) E = \frac{E_1}{2} \left(1 + \frac{eE_2}{k} \right) + \frac{E_2}{2} \quad (\text{IV.37})$$

$$\Leftrightarrow E = \frac{E_1}{2} + \frac{E_2}{2 \left(1 + \frac{e}{k} E_2 \right)} = \frac{1}{2} \left(E_1 + \frac{1}{\frac{1}{E_2} + \frac{e}{k}} \right) \quad (\text{IV.38})$$

La relation précédente, permet via les équations (IV.29) et (IV.22) d'établir la relation entre d et k :

$$d = \frac{1}{2E_0} \left(E_2 - \frac{1}{\frac{1}{E_2} + \frac{e}{k}} \right) \quad (\text{IV.39})$$

Cette relation est inversible. On peut exprimer k en fonction de d :

$$k = eE_2 \left(\frac{E_2}{2E_0 d} - 1 \right) \quad (\text{IV.40})$$

La relation (IV.39) est tracée Figure IV.30 en échelle logarithmique. On note deux asymptotes sur cette courbe. Lorsque k tend vers l'infini, plus précisément $k/e \gg E_2$, l'endommagement est nul ce qui correspond au matériau sain. Au contraire, une raideur très faible ($k/e \ll E_2$) donne l'endommagement maximal $E_2/2E_0 = 0,33$ (lorsque seules les fibres longitudinales reprennent des efforts). Entre les deux, la plage de variation de k ayant une influence significative sur l'endommagement est comprise entre 10^2 et 10^5 N/mm.

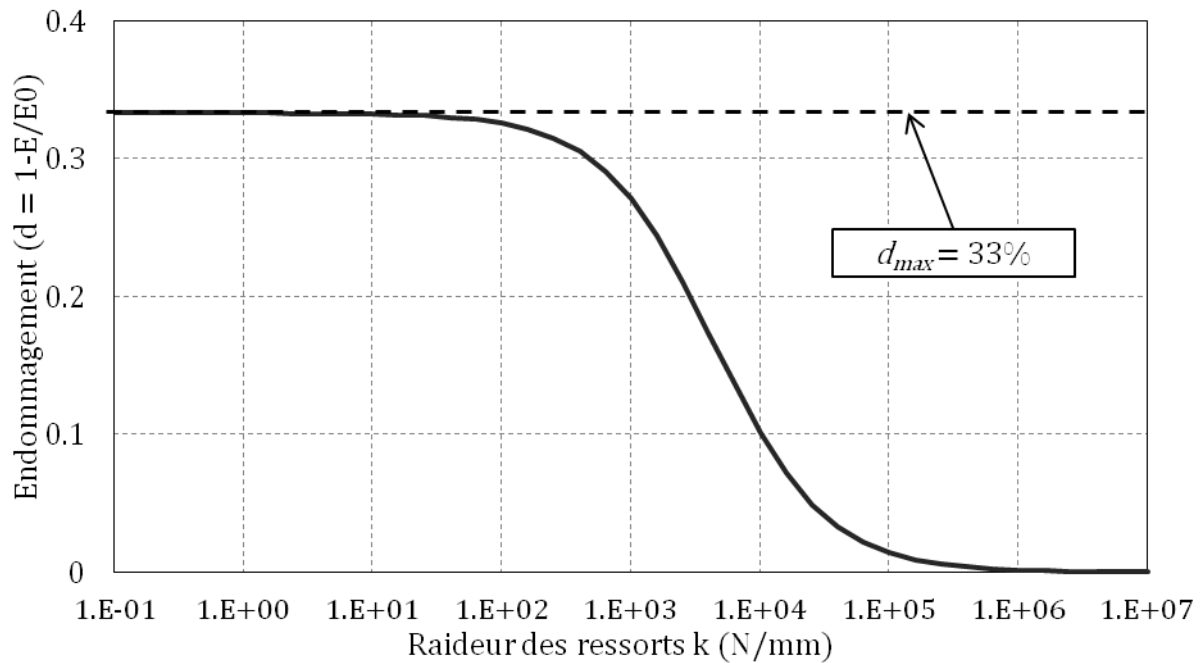


Figure IV.30 – Evolution de l'endommagement d en fonction de la raideur des ressorts k .

4.4.1.4. Loi d'endommagement en fatigue

Ce paragraphe concerne la représentation de l'endommagement lors d'un chargement de N cycles de fatigue dans l'axe des mèches à amplitude constante ε . On rappelle que l'on distingue les raideurs selon les directions 1 et 2 dans la modélisation, mais que les raisonnements pour les calculer étant identiques, le raisonnement sera mené sans distinction dans les notations. L'endommagement dépend du niveau de déformation maximal imposé ε et du nombre de cycles N . Pour représenter les résultats expérimentaux de la Figure IV.27, on propose la loi empirique suivante :

$$\log k_f = \min(\log k_0, p(N) * (\varepsilon - \varepsilon_0^f) + \log k_0^f) \quad (\text{IV.41})$$

$$p(N) = a_p \log N + b_p \quad (\text{IV.42})$$

En d'autres termes, cette loi relie le logarithme de k_f à la déformation de fatigue ε par une loi linéaire, dont la pente $p(N)$ varie linéairement en fonction du nombre de cycles (en logarithme). Par ailleurs la raideur ne peut dépasser sa valeur initiale k_0 . La loi (IV.41)-(IV.42) nécessite l'identification de 4 constantes que sont ε_0^f , k_0^f , a_p et b_p , ce qui est raisonnable pour une fonction à deux variables. De manière à retrouver les résultats expérimentaux de la Figure IV.27, ceux-ci ont été identifiés à :

- $\varepsilon_0^f = 0,7 \cdot 10^{-3}$
- $k_0^f = 10^5 \text{ N/mm}$
- $a_p = -60$
- $b_p = 70$

En utilisant l'équation (IV.39), on peut tracer la loi obtenue en termes de courbes d'endommagement dans un graphe $(d - \varepsilon)$, (Figure IV.31). Elle représente globalement l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation et du nombre de cycles, mais

avec une précision moyenne. Des lois $d(\varepsilon, N)$ plus complexes permettant d'obtenir une fonction plus conforme aux résultats expérimentaux ont été envisagées mais afin de limiter le nombre de paramètres matériau, la loi (IV.41)-(IV.42) a été adoptée.

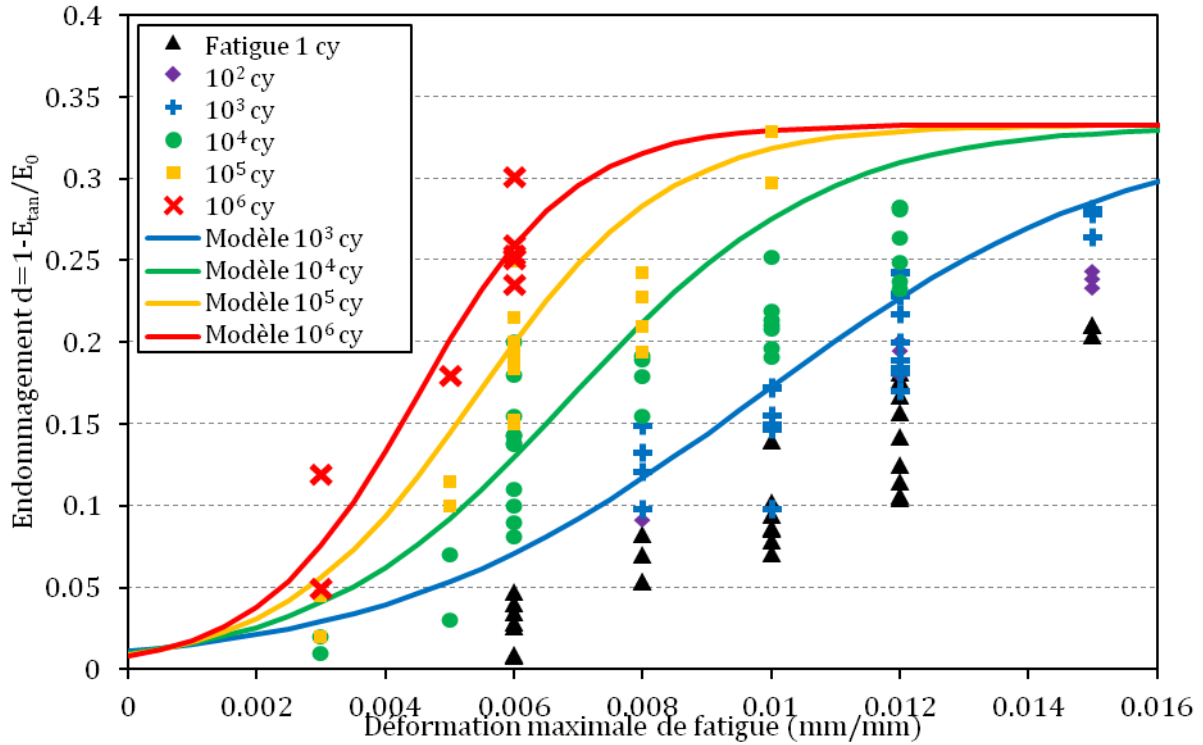


Figure IV.31 – Comparaison des résultats expérimentaux d'endommagement avec le modèle identifié pour des nombres de cycles entre 10^3 et 10^6 .

Par ailleurs, [Bizeul09] a identifié la raideur des ressorts en statique k_s en fonction de la déformation ε_s de manière à recréer un endommagement quasi-statique :

$$\begin{aligned} k_s &= k_0 & \text{si } \varepsilon \leq \varepsilon_s \\ k_s &= \min\left(k_0, \frac{\eta_s}{\varepsilon - \varepsilon_s}\right) & \text{si } \varepsilon > \varepsilon_s \end{aligned} \quad (\text{IV.43})$$

Les deux constantes ε_s et η_s ont été identifiées différemment en sens chaîne et trame. Dans un souci de simplification, cette distinction n'est pas prise en compte ici, et les coefficients identifiés sont :

- $\varepsilon_s = 6.10^{-3}$ (correspondant au knee-point)
- $\eta_s = 30 \text{ N.mm}^{-1}$

En toute logique, l'endommagement quasi-statique est inclus dans l'endommagement mesuré au cours d'un essai de fatigue. En effet, lors d'un essai de fatigue à une déformation maximale ε , l'éprouvette doit présenter l'endommagement $d(\varepsilon, 1)$ à l'issue de la première charge (il est représenté par les points « fatigue 1 cy » Figure IV.31). Par la suite, l'endommagement qui s'accumule en fatigue s'ajoute à cet endommagement quasi-statique. Cependant, la loi d'endommagement adoptée sous-estime l'endommagement dans certains cas (nombres de cycles faibles). Ce défaut est mis en évidence sur la Figure IV.32 qui trace les raideurs k_s et k_f pour différents nombres de cycles en fonction de la déformation. La raideur quasi-statique k_s

calculée par (IV.43) apparaît inférieure à la raideur calculée par la loi de raideur en fatigue à nombre de cycles faible (10^2).

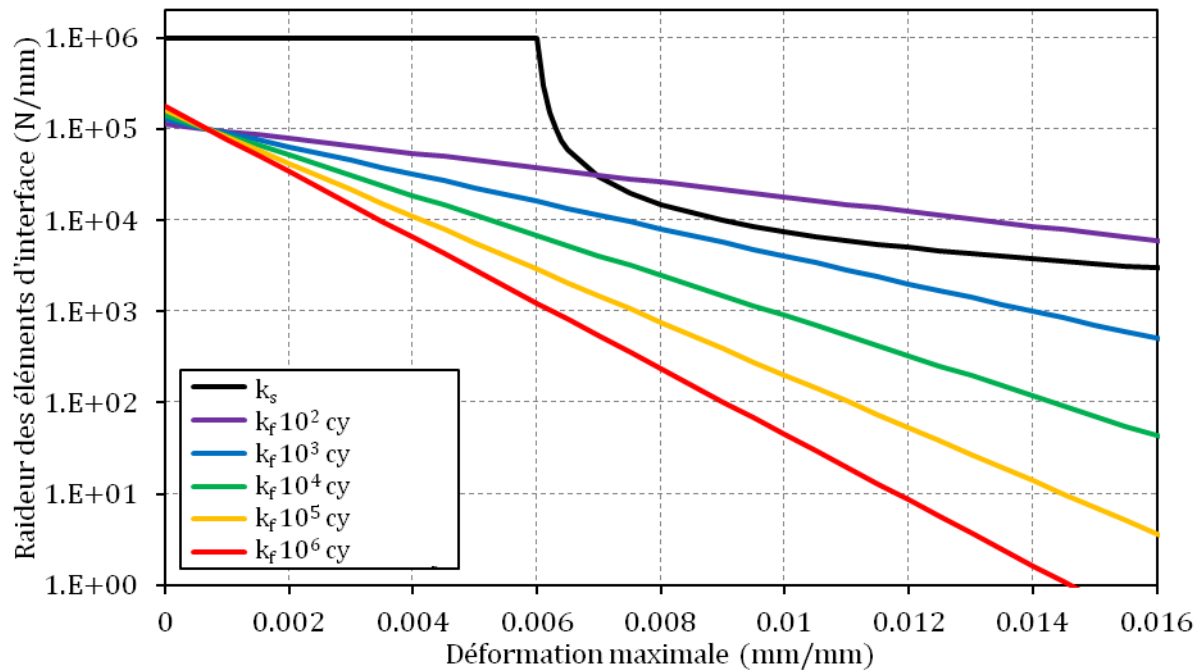


Figure IV.32 – Comparaison de la loi de raideur des ressorts en statique et en fatigue en fonction de la déformation longitudinale de fatigue.

Cette incohérence s'explique par les mesures expérimentales d'endommagement qui présentent une grande dispersion à faible nombre de cycles (Figure IV.31) et par l'identification d'une loi d'endommagement avec peu de coefficients, relativement imprécise pour les nombres de cycles faibles. Malgré tout, ce problème se résout facilement en utilisant finalement le minimum des deux valeurs de raideur :

$$k = \min(k_s(\varepsilon), k_f(\varepsilon, N)) \quad (\text{IV.44})$$

L'endommagement d résultant des relations (IV.44) et (IV.39) est alors tracé sur un graphe $(\varepsilon - N)$ (Figure IV.33). On note sur la partie gauche de cette figure, la zone de déformation pour laquelle l'endommagement est très faible, quel que soit le nombre de cycles. A mesure que la déformation augmente, le nombre de cycles nécessaire à un endommagement conséquent diminue. Les changements de pentes aux alentours de 10^3 cycles correspondent au changement de régime (k_s ou k_f) dans la loi (IV.44).

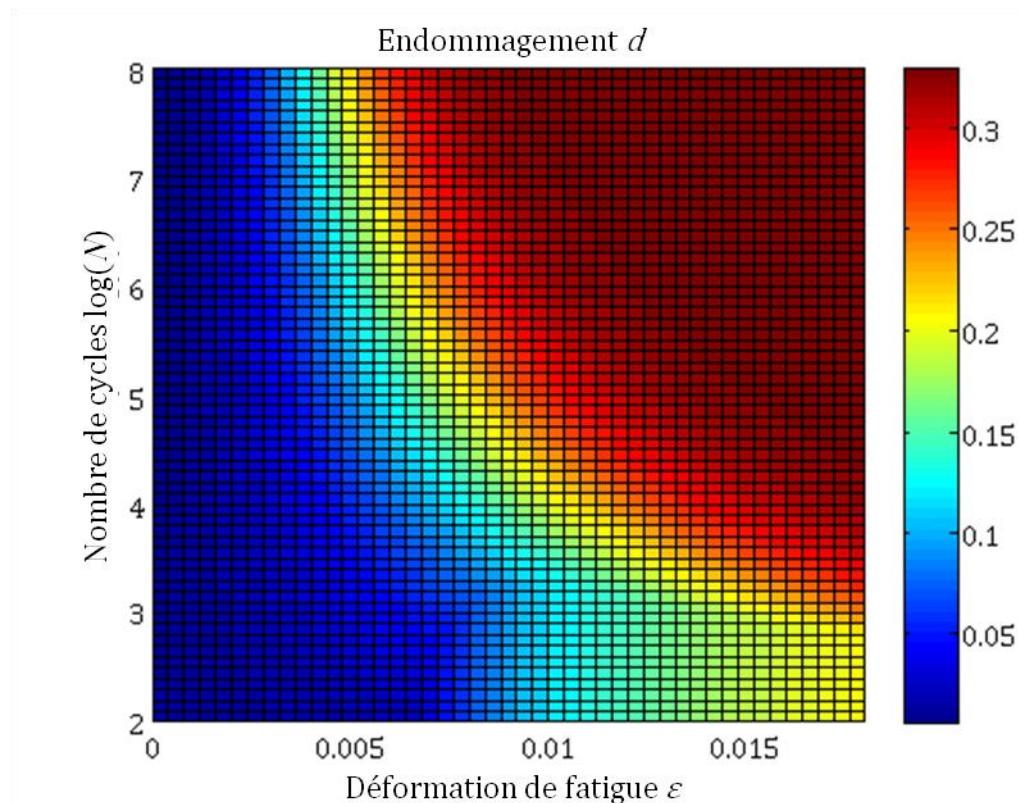


Figure IV.33 – Endommagement d en fonction de la déformation de fatigue ε et du nombre de cycles N .

4.4.1.5. Déformation prise en compte dans le calcul de la raideur

La loi $k(\varepsilon, N)$ a été définie dans le cas d'un chargement de N cycles de fatigue dans l'axe des mèches à amplitude constante ε . La variable N est un attribut de la simulation, et est commune à tous les éléments. La déformation ε n'est pas une variable intrinsèque aux éléments d'interface qui se déforment via des allongements $(u_{N1}, u_{N2}, v_{N1}, v_{N2})$ et doit donc être déterminée dans les éléments surfaciques voisins.

Rappelons, qu'un élément d'interface contient la dégradation potentielle du matériau, autrement dit, il reproduit l'effet de la fissure potentielle qui peut se déclencher sous sollicitation de traction dans une des directions de renfort. On peut considérer que la zone d'interface représentée par un élément d'interface donné correspond à un quart des éléments surfaciques qu'il joint selon la Figure IV.34. Dans une première approche, on peut prendre en compte la déformation longitudinale dans cette zone pour calculer la raideur k .

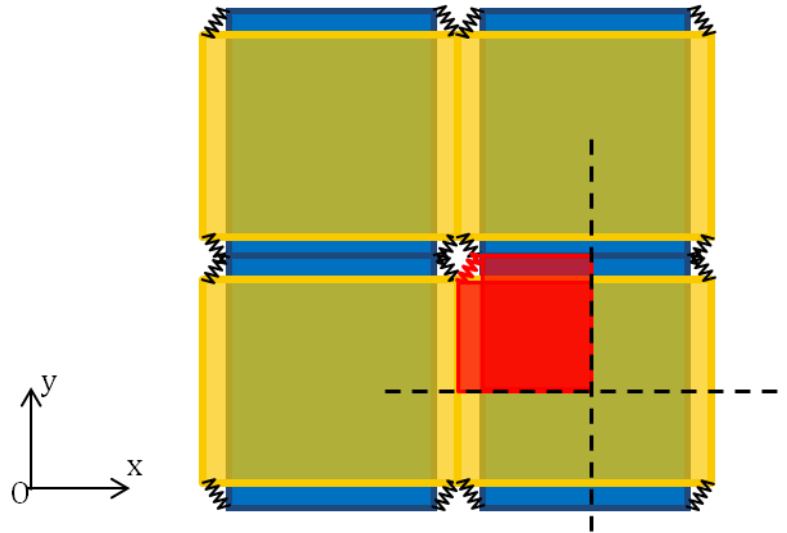


Figure IV.34 – Visualisation de la zone d'interface représentée par l'élément d'interface marqué par un ressort rouge.

Cependant, l'étude expérimentale a montré que les fissures se créent dans les mèches transverses et semblent se propager instantanément sur une distance de quelques largeurs de mèche. Le calcul de l'endommagement doit donc prendre en compte des déformations dans des éléments éloignés de l'élément d'interface. Au vu de l'étude expérimentale sur le matériau, le caractère instantané de cette propagation est avéré mais son étendue est difficile à quantifier. On peut estimer d'après les clichés MEB (Figure II.26) qu'elle doit être inférieure à la distance entre deux points de tissage, soit 7 largeurs de mèches. Devant la difficulté à quantifier cette étendue, la valeur de 4 largeurs de mèche a été fixée comme compromis (voir Figure IV.35).

Sur cette figure les éléments surfaciques sont numérotés de 1x à 16x (resp. 1y à 16y) pour les éléments de la direction x (resp. y). On note ε_{ix} (resp. ε_{iy}), la valeur maximale de déformation *longitudinale* sur l'élément ix (resp. iy). Le ressort situé au centre de la figure et représenté en rouge admet un couple de raideur (k_x, k_y) . Le calcul de ces raideurs doit prendre en compte les déformations dans les 8 éléments surfaciques repassés en rouge, ce que l'on peut appréhender par un exemple : si l'élément 3x subit une déformation longitudinale ε_{3x} importante, la fissuration matricielle apparaît et se propage instantanément au niveau des éléments 7 et 11. Ainsi, l'élément d'interface rouge doit tenir compte de la déformation longitudinale de l'élément 3x, dans le calcul de sa raideur. Par contre une déformation longitudinale importante dans l'élément 3y génère une fissure qui se propage dans la mèche transverse qui dans ce cas, est portée par les éléments 1, 2, 3, et 4. Elle n'affecte pas l'élément d'interface rouge. Finalement, l'expression des déformations ε_{kx} et ε_{ky} prises en compte dans le calcul des raideurs k_x et k_y de l'élément d'interface s'écrit :

$$\varepsilon_{kx} = \max(\varepsilon_{3x}, \varepsilon_{7x}, \varepsilon_{11x}, \varepsilon_{15x}) \quad (IV.45)$$

$$\varepsilon_{ky} = \max(\varepsilon_{9y}, \varepsilon_{10y}, \varepsilon_{11y}, \varepsilon_{12y}) \quad (IV.46)$$

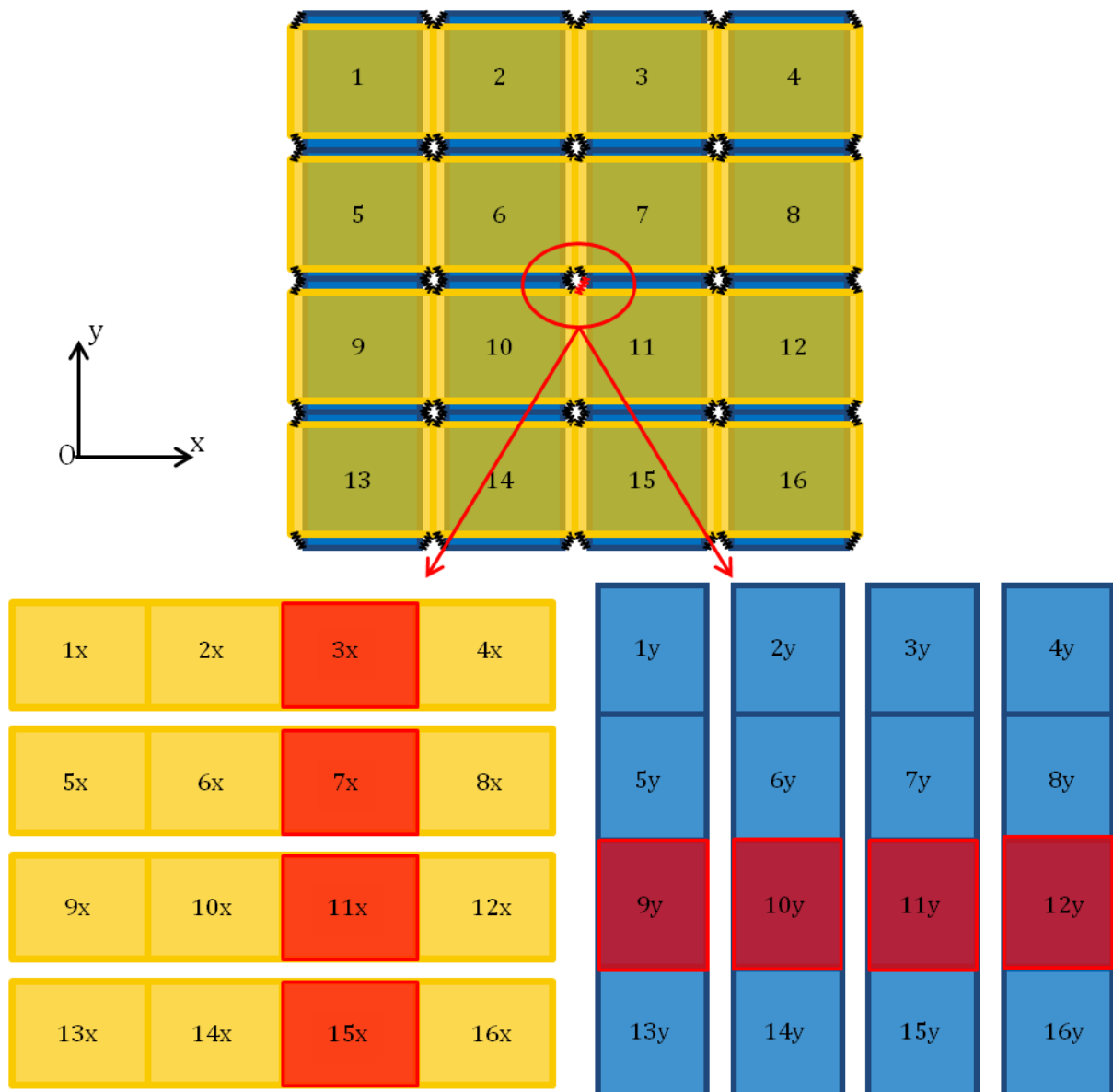


Figure IV.35 – Zone de prise en compte de la déformation dans le calcul des raideurs k_x et k_y de l'élément d'interface repassé en rouge.

D'un point de vue pratique, on utilise les déformations extrapolées aux nœuds pour obtenir les déformations maximales. Chaque élément d'interface a besoin de connaître les 8 éléments surfaciques « rouges » qui pilotent les valeurs de ses raideurs k_x et k_y .

4.4.1.6. Cumul d'endommagement

Lors de la propagation de coupure, numérique ou réelle, la déformation longitudinale dans les éléments évolue. En un point donné, en amont de la pointe de coupure, la déformation augmente progressivement à mesure que la coupure se propage. Pour quantifier l'endommagement en ce point, et déterminer la raideur de l'élément d'interface correspondant, on a besoin de calculer l'endommagement en fatigue à niveau de chargement variable, en cumulant l'endommagement apporté par chaque cycle, ou bloc de cycles.

Ce cumul se distingue d'une loi de cumul en fatigue de type Miner qui porte sur la durée de vie en fatigue, et la rupture. On cherche ici à représenter l'évolution d'une variable

d'endommagement, grandeur mesurable qui modélise une perte de rigidité, et non d'une variable empirique permettant d'estimer une durée de vie.

La méthode utilisée pour ces travaux s'inspire d'un modèle cumulatif d'endommagement en fatigue présenté par [VanPaepegem02b] et [VanPaepegem01b]. Des essais de fatigue lui ont permis d'identifier une loi de variation d'endommagement D fonction du chargement et de l'endommagement lui-même :

$$\frac{\partial D}{\partial N} = f(\sigma, D, \dots) \quad (\text{IV.47})$$

L'endommagement est incrémenté selon un pas ΔN :

$$D(N_0 + \Delta N) = D(N_0) + \frac{\partial D}{\partial N}(\sigma, D, \dots) \Delta N \quad (\text{IV.48})$$

Le nombre de cycles ΔN est déterminé de façon à ce que l'erreur par rapport à l'intégration exacte soit limitée.

Nous pouvons reproduire la même démarche avec l'avantage que la variable d'endommagement a été définie explicitement pour un chargement d'amplitude constante (4.4.1.4). Ainsi, en supposant que la déformation ε soit constante entre N_0 et $N_0 + \Delta N$, l'intégration sera exacte.

Pour cela, on considère un élément d'interface sous une déformation maximale de fatigue $\varepsilon(N)$ variant avec le nombre de cycles N . On note $D(N)$ sa variable d'endommagement. On a défini une expression analytique de $d(\varepsilon, N)$ permettant de définir D pour un chargement d'amplitude *constante*, ε , après N cycles. Dans ce cas :

$$D(N) = d(\varepsilon(N), N) \quad (\text{IV.49})$$

Dans le cas général, la déformation $\varepsilon(N)$ n'est pas constante mais varie avec le nombre de cycles N et une intégration numérique sera nécessaire :

$$D(N_0 + \Delta N) = D(N_0) + \int_{N_0}^{N_0 + \Delta N} \frac{\partial d}{\partial N}(\varepsilon(N), N) dN \quad (\text{IV.50})$$

Cette déformation sera supposée constante entre N_0 et $N_0 + \Delta N$ ce qui est acceptable tant que ΔN reste faible :

$$D(N_0 + \Delta N) = D(N_0) + \int_{N_0}^{N_0 + \Delta N} \frac{\partial d}{\partial N}(\varepsilon(N_0), N) dN \quad (\text{IV.51})$$

Il suffit ensuite d'intégrer cette expression de façon exacte :

$$D(N_0 + \Delta N) = d(\varepsilon_0, \tilde{N} + \Delta N) \quad (\text{IV.52})$$

où \tilde{N} représente le nombre de cycles nécessaire pour obtenir un endommagement $d(N_0)$ sous une déformation $\varepsilon(N_0)$, soit :

$$D(N_0) = d(\varepsilon_0, \tilde{N}) \quad (\text{IV.53})$$

\tilde{N} se déduit des relations (IV.40), (IV.41) et (IV.42) :

$$k(N_0) = eE_2 \left(\frac{E_2}{2E_0 D(N_0)} - 1 \right) \quad (\text{IV.54})$$

$$p(\tilde{N}) = \frac{\log k(N_0) - \log k_0^f}{(\varepsilon - \varepsilon_0^f)} \quad (\text{IV.55})$$

$$\tilde{N} = 10^{\frac{p(\tilde{N}) - b_p}{a_p}} \quad (\text{IV.56})$$

Cette démarche suppose évidemment que la déformation $\varepsilon(N)$ soit constante entre N_0 et $N_0 + \Delta N$. Dans la pratique cette déformation évolue à cause de l'avancée de la coupure et de l'évolution de l'endommagement lui-même.

L'avancée de la coupure se fait de manière discrète par rupture brutale d'une mèche à l'issue d'un certain nombre de cycles et on adopte comme pas de temps ΔN le nombre de cycles nécessaire à la rupture de la mèche suivante. Pendant ce laps de temps ΔN , l'endommagement lui-même devrait évoluer, et éventuellement atténuer les concentrations de contraintes, et donc la déformation ε qui intervient dans le calcul du même endommagement. Un pas de temps plus faible que le nombre de cycles nécessaire à la rupture de la mèche pourrait être adopté pour affiner le calcul de l'endommagement. Mais au vu des incertitudes sur la mesure de l'endommagement, et afin de limiter le temps de calcul, cette précision du calcul de l'endommagement est jugée suffisante.

Afin d'illustrer la méthode présentée, la Figure IV.36 présente l'exemple de l'évolution de l'endommagement pour un élément d'interface ayant subi, le chargement suivant :

- 10^5 cycles à déformation maximale $\varepsilon = 0,003$
- $(10^{4,5} - 10^3) = 3,1.10^4$ cycles à $\varepsilon = 0,006$
- $(10^5 - 10^{3,5}) = 9,7.10^4$ cycles à $\varepsilon = 0,008$
- 10^5 cycles à $\varepsilon = 0,006$

Les nombres de cycles $(10^{4,5} - 10^3)$ et $(10^5 - 10^3)$ ont été choisis pour faciliter le tracé sur la Figure IV.36. D'après cette figure, à l'issue de chacune des phases, l'endommagement atteint successivement les valeurs $d = 0,04$; $0,1$; $0,22$; $0,22$ (pas d'évolution pour la dernière phase).

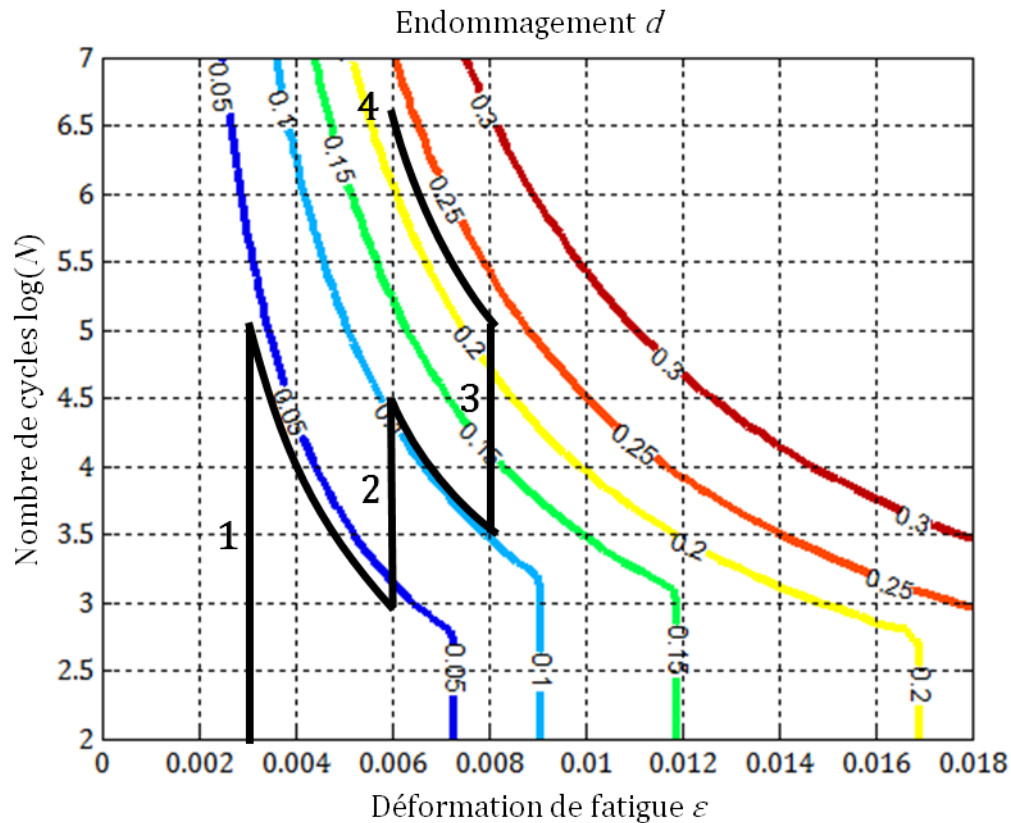


Figure IV.36 – Exemple de l'évolution de l'endommagement pour un élément d'interface sous la séquence de chargement décrite plus haut. Les numéros en noir indiquent l'une des 4 phases de la séquence.

On note sur ce graphe que c'est la phase à déformation maximale (ici 0,008) qui est la plus endommageante. Lorsque la déformation augmente fortement (entre les phases 1 et 2, et entre 2 et 3) la prise en compte du cumul d'endommagement n'est pas indispensable, car $(10^{4,5} - 10^3) \simeq 10^{4,5}$ et $(10^5 - 10^{3,5}) \simeq 10^5$. Lorsque la déformation diminue fortement, l'endommagement n'évolue quasiment plus (phase 4).

En revanche, un autre exemple de chargement avec des déformations proches aurait montré que la prise en compte du cumul d'endommagement est pertinente. Dans la pratique de nombreux cas de figure sont possibles, avec des nombres de cycles qui peuvent varier sur plusieurs ordres de grandeurs. La loi d'évolution de l'endommagement proposée présente l'avantage de couvrir l'ensemble des cas de figure.

4.4.2. Pseudo-plasticité

Le comportement en cisaillement est fortement non-linéaire avec notamment une diminution de la raideur et une pseudo-plasticité importante. Ces deux aspects sont pris en compte dans le comportement des éléments surfaciques par une loi de pseudo-plasticité endommageable de type puissance identifiée sur les essais réalisés.

4.4.2.1. Loi d'endommagement en cisaillement

L'évolution du module de cisaillement sécant G_s a été dépouillée en fonction de la déformation γ (cf Figure II.44). Cette grandeur rapportée au module de cisaillement initial permet de définir l'endommagement de cisaillement :

$$d_{12}(\gamma) = 1 - \frac{G_s(\gamma)}{G_{12}} \quad (\text{IV.57})$$

La valeur choisie pour le module de cisaillement initial, $G_{12} = 3500$ MPa, est légèrement inférieure au module mesuré expérimentalement. Ce choix permet de retarder le seuil d'endommagement, et donc de représenter un comportement linéaire sur une plus grande plage de déformation. L'évolution de $d_{12}(\gamma)$ est présentée Figure IV.37 approximée par une loi exponentielle :

$$\begin{aligned} d_{12} &= 0 & \text{si } \gamma \leq \gamma_0 \\ d_{12} &= 1 - d_{12}^{\max} e^{-\eta_{12}(\gamma - \gamma_0)} & \text{sinon} \end{aligned} \quad (\text{IV.58})$$

avec les paramètres :

- $d_{12}^{\max} = 0,62$
- $\eta_{12} = 40$
- $\gamma_0 = 0,008$

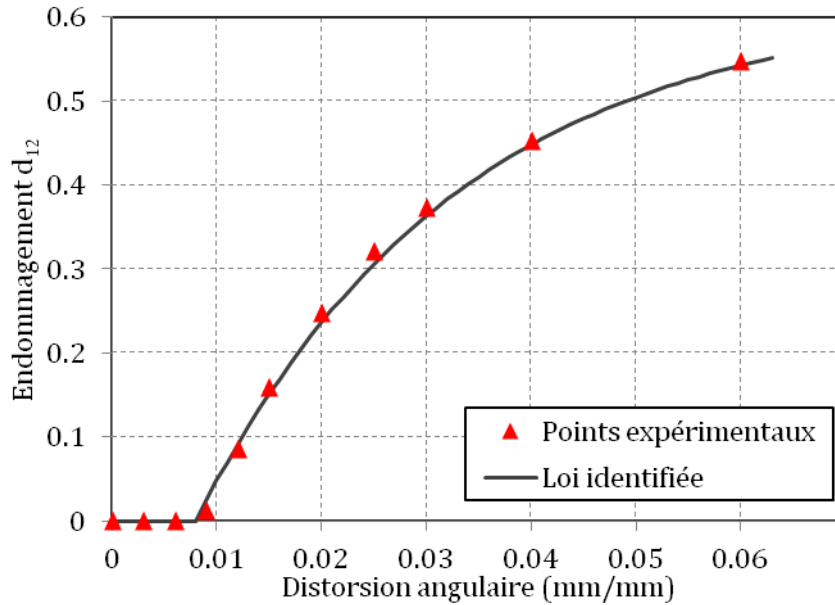


Figure IV.37 - Comparaison entre la loi d'endommagement identifiée et les mesures expérimentales d'endommagement calculées par rapport à la valeur $G_{12} = 3500$ MPa.

L'endommagement de cisaillement est irréversible, on s'assure donc que la variable d_{12} soit croissante. On définira donc :

$$d_{12}(\tau) = \max_{t < \tau} (d_{12}(\gamma(t))) \quad (\text{IV.59})$$

4.4.2.2. Modèle de pseudo-plasticité endommageable

La déformation totale de cisaillement peut être décomposée en la somme d'une déformation élastique γ_E et d'une déformation pseudo-plastique, ou résiduelle γ_P :

$$\gamma = \gamma_E + \gamma_P \quad (\text{IV.60})$$

Bien que ces mécanismes de pseudo-plasticité soient fondamentalement différents de la plasticité sur matériaux métalliques, une loi classique de plasticité est utilisée (par exemple [Lemaitre09]). Un écrouissage cinématique paraît représenter au mieux le comportement du stratifié (Figure II.43). On définit alors une variable d'écrouissage cinématique $X(\gamma_P)$ pour écrire la fonction de charge :

$$f = |\tau - X(\gamma_P)| - \tau_y \quad (\text{IV.61})$$

avec :

$$X(\gamma_P) = \text{sign}(\gamma_P) \cdot A |\gamma_P|^\alpha \quad (\text{IV.62})$$

et :

- $A = 105 \text{ MPa}$
- $\tau_y = 26 \text{ MPa}$, limite d'élasticité
- $\alpha = 0,28$

La Figure IV.38 compare la courbe contrainte/déformation expérimentale à la loi identifiée. La valeur de G_{12} initiale est inférieure à la rigidité expérimentale, mais permet de considérer le comportement du matériau comme élastique linéaire sur une plage de déformation plus étendue.

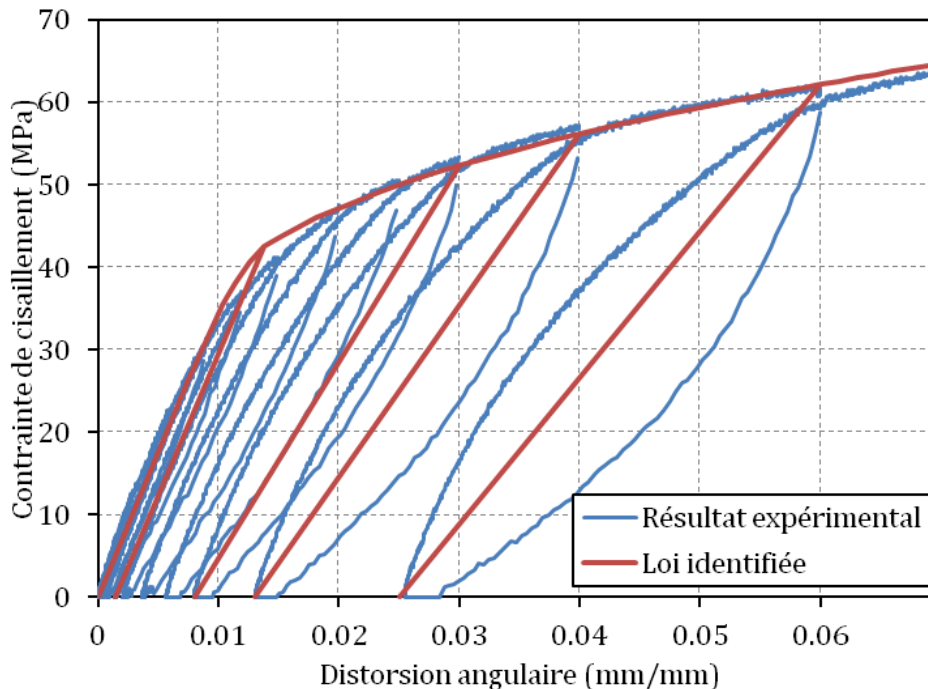


Figure IV.38 - Comparaison entre la loi de pseudo-plasticité identifiée et un essai de cisaillement.

Concernant les aspects pratiques, la déformation pseudo-plastique γ_p est déterminée en utilisant un algorithme de Newton-Raphson :

$$\begin{cases} \gamma_p^{n+1} = \gamma_p^n & \text{si } f(\tau_x^{n+1}) < 0 \\ \gamma_p^{n+1} \text{ tq } f(\tau^{n+1}) = 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{IV.63})$$

avec :

$$\tau_x^{n+1} = G_{12}(1 - d_{12}^{n+1})(\gamma^{n+1} - \gamma_p^n) \quad (\text{IV.64})$$

la prédiction élastique, et

$$\tau^{n+1} = G_{12}(1 - d_{12}^{n+1})(\gamma^{n+1} - \gamma_p^{n+1}) \quad (\text{IV.65})$$

la contrainte actualisée.

4.5. Rupture des éléments

L'observation expérimentale a montré que la propagation se produit par des ruptures brutales de mèches. On a donc fait l'hypothèse qu'une mèche rompt entièrement au cours d'un seul cycle. L'utilisation d'éléments de rupture permet de reproduire la propagation de coupure par une succession de ruptures de mèches.

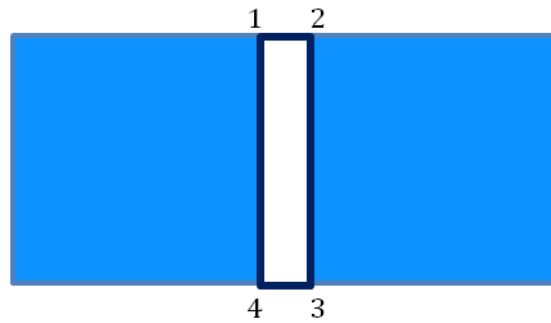


Figure IV.39 – Schéma d'un élément de rupture.

Les éléments de rupture comportent 4 nœuds et relient deux éléments surfaciques d'une même mèche (Figure IV.39). Ils assurent une raideur k théoriquement infinie entre les nœuds 1 et 2, et entre 3 et 4, selon un comportement binaire.

- Dans l'état « sain » la liaison est rigide, $k = k_0 = 10^6 \text{ N/mm}$.
- Dans l'état « rompu » la liaison est rompue, $k = 0 \text{ N/mm}$.

Une simulation numérique consiste alors en une succession de séquences à l'issue desquelles une mèche est rompue. Dans les cas simples d'une éprouvette de traction dans l'axe des renforts, l'expérience montre que la coupure se propage dans l'axe de la pré-entaille, et le lieu de la rupture est alors connu à l'avance (modèle de [Bizeul09]). Par contre, pour des sollicitations complexes, par exemple les structures soumises à un chargement de cisaillement ou mixte, la propagation nécessite un critère de direction, ou de localisation de la rupture. De plus, dans les deux cas, une loi pour calculer le nombre de cycles à rupture est nécessaire.

4.5.1. Calcul de la durée de vie d'une mèche

Les éléments surfaciques du maillage sont soumis à des déformations variables. Comme pour la variable d'endommagement (au sens diminution de module d'Young), un endommagement de fatigue, (au sens « diminution de la durée de vie ») doit être pris en compte. La loi de cumul d'endommagement de Miner est la plus couramment utilisée dans ce cas. Malgré ses limites connues pour les matériaux composites, aucune autre loi de la littérature ne fait l'unanimité pour ces matériaux. En outre, elle présente l'avantage de ne dépendre que d'une loi de fatigue, contrairement à d'autres lois de la littérature qui exigent une campagne d'essais de fatigue à chargement variable pour l'identification de coefficients. D'autre part, certaines de ces lois de cumul prévoient une influence de l'ordre dans lequel est appliqué le chargement. Une séquence de chargement faible puis élevé est plus pénalisante qu'une séquence de chargement élevé puis faible selon certains auteurs et moins pénalisante pour d'autres [VanPaepegem02a]. Faute de données suffisantes en fatigue à chargement variable sur le tissu de verre étudié, la loi de Miner présente l'avantage de la neutralité par rapport à la question de l'ordre du chargement.

On choisit donc de définir une variable de cumul de Miner D_m , appelée *fraction de vie* :

$$D_m = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (\text{IV.66})$$

où n_i est le nombre de cycles effectués à la déformation ε_i , pour laquelle le nombre de cycles à rupture en fatigue est N_i . Pour le matériau de cette étude, le nombre de cycles à rupture en fatigue s'approxime correctement par une loi de Basquin (voir équation II.5).

$$N_f = \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{max}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (\text{IV.67})$$

Comme expliqué en 2.2.4.3, la durée de vie des essais de fatigue réalisés est sous-estimée d'un facteur 2 à 3, et d'autres essais de fatigue en nombre plus réduit, ont permis de dégager les coefficients suivants :

- $\varepsilon_6 = 0,0076$
- $\gamma = 0,129$

Ces essais reportés en jaune sur la Figure IV.40 ont été réalisés pour 3 géométries d'éprouvettes différentes (éprouvettes de couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$), éprouvettes 4 plis de taille standard, et éprouvettes 2 plis de taille standard à talons biseautés) présentant des concentrations de contraintes faibles au niveau des talons. Ne s'agissant pas d'une campagne d'essais homogènes sur un même type d'éprouvette, il est apparu plus approprié de présenter les coefficients conservatifs en 2.2.4.3 bien que la modélisation utilise les paramètres plus représentatifs du comportement du matériau.

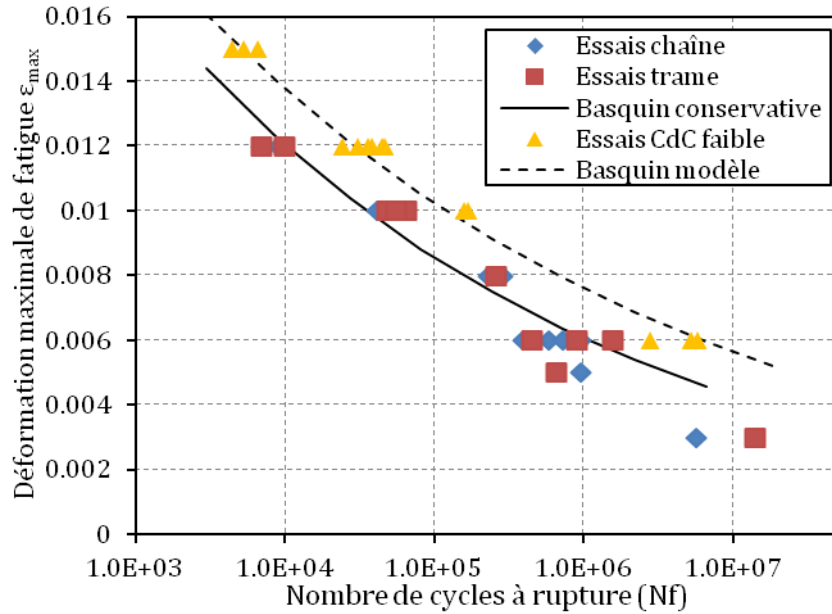


Figure IV.40 – Loi de Basquin prise en compte dans la modélisation et identifiée sur des essais présentant des concentrations de contraintes faibles, comparée à la loi de Basquin conservative présentée en 2.2.4.3.

Dans la pratique les fractions de vie sont des variables qui dépendent des déformations, et elles sont donc évaluées dans les éléments surfaciques. Dès qu'une fraction de vie de Miner atteint 1 dans un élément surfacique, l'élément de rupture le plus proche est rompu.

D'un point de vue plus pratique, pour déterminer la rupture de la $T^{\text{ème}}$ mèche, on cherche l'élément j_T pour lequel la rupture en fatigue nécessite le nombre de cycles le plus faible. Pour cela les fractions de vie de Miner $D_m(j)$ et les déformations ε_j des éléments j sont considérées, et l'élément j_T est celui qui vérifie:

$$(1 - D_m(j_T)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_{j_T}} \right)^{\frac{1}{\gamma}} = \min_{j \in \text{maillage}} \left((1 - D_m(j)) * \left(\frac{\varepsilon_6}{\varepsilon_j} \right)^{\frac{1}{\gamma}} \right) = N_T \quad (\text{IV.68})$$

Le nombre de cycles N_T est celui nécessaire à la $T^{\text{ème}}$ rupture d'élément qui a lieu au niveau de l'élément j_T .

Cette définition pose néanmoins la question de la déformation ε_j à prendre en compte pour le pilotage de la rupture.

4.5.2. Pilotage des éléments de rupture

D'un point de vue technique, un élément de rupture est constitué de 4 nœuds, qu'il partage avec les éléments surfaciques. Les éléments surfaciques sont définis avec 4 points de Gauss, chacun affecté d'une variable fraction de vie de Miner D_m (voir Figure IV.41).

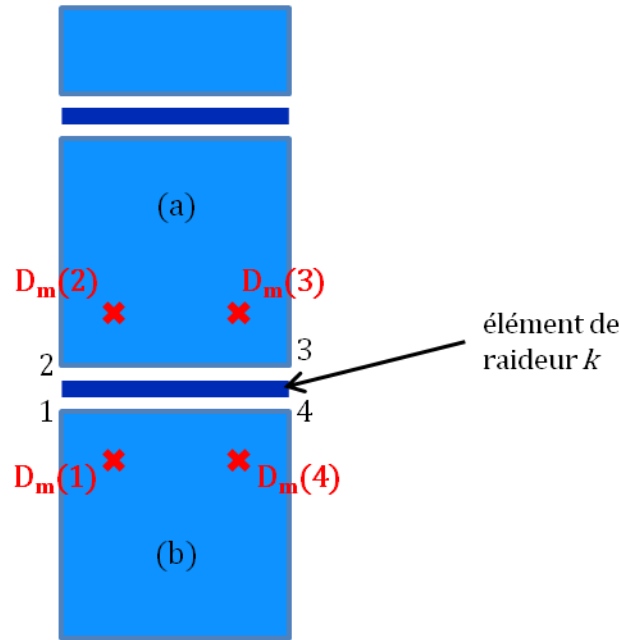


Figure IV.41 – Élément de rupture, et variables de Miner affectées aux points de Gauss associés.

Différents critères de pilotage de la rupture ont été évalués, en particulier différentes définitions de la déformation à prendre en compte pour le calcul du nombre de cycles à rupture. Ils ont amené à décomposer la déformation en un point de Gauss i en une part de traction ε_i^t et une part de flexion ε_i^f . Par exemple pour le point de Gauss 1 :

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_1^t + \varepsilon_1^f \quad (\text{IV.69})$$

avec :

$$\varepsilon_1^t = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_4}{2} \quad (\text{IV.70})$$

$$\varepsilon_1^f = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_4}{2} \quad (\text{IV.71})$$

Certaines configurations ont présenté une déformation de flexion dans la mèche importante parfois supérieure à la déformation de traction, ce qui n'a pas paru vraisemblable. En effet, une déformation de flexion importante dans la mèche doit conduire à la dégradation de la résine, et dans le cas extrême de résine totalement dégradée, la déformation de flexion est annihilée et les fibres ne subissent que la déformation de traction. En revanche, certains cas de flexion quasiment pure ont amené à prendre en compte une part de flexion pour localiser la rupture. Ainsi, c'est la déformation totale aux points de Gauss (traction + flexion) qui est considérée pour déterminer la localisation de la rupture, et comme on suppose que c'est la tenue en fatigue des fibres qui détermine la rupture de la mèche, le nombre de cycles à rupture est calculé en fonction de la déformation de traction ε^t .

Finalement, la matrice de raideur de l'élément de rupture est donnée par :

$$K = \begin{pmatrix} k & 0 & -k & 0 & & & & \\ 0 & k & 0 & -k & & & & \\ -k & 0 & k & 0 & & & & \\ 0 & -k & 0 & k & & & & \\ & & & & 0 & & & \\ & & & & & k & 0 & -k & 0 \\ & & & & & 0 & k & 0 & -k \\ & & & & & -k & 0 & k & 0 \\ & & & & & 0 & -k & 0 & k \end{pmatrix} \quad (IV.72)$$

telle que :

$$F = \begin{pmatrix} F_1^x \\ F_1^y \\ F_2^x \\ F_2^y \\ F_3^x \\ F_3^y \\ F_4^x \\ F_4^y \end{pmatrix} = K \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ u_2 \\ v_2 \\ u_3 \\ v_3 \\ u_4 \\ v_4 \end{pmatrix} \quad (IV.73)$$

La loi de pilotage, est alors la fonction binaire :

$$\begin{aligned} k &= k_0 & \text{si} & \quad \forall j D_m(j) < 1 \\ k &= 0 & \text{si} & \quad \exists j \in [1,4] \text{ tq } D_m(j) \geq 1 \end{aligned} \quad (IV.74)$$

4.5.3. Propagation de l'endommagement

Expérimentalement la rupture d'une mèche conduit à un faciès localement très accidenté, avec un endommagement important entraînant des décohésions entre les directions de renforts qui s'étendent sur une certaine distance le long de la mèche rompue. Si ces aspects ne sont pas pris en compte dans la modélisation, après rupture d'une mèche, les liaisons entre les différentes directions de renforts demeurent trop rigides, et conduisent à des déformations importantes même dans les mèches rompues. On a pu ainsi obtenir par le modèle des ruptures de la même mèche en des endroits différents, ce qui n'est pas physiquement acceptable.

La relaxation des contraintes le long de la mèche rompue a été obtenue par la « propagation de l'endommagement » au moment de la rupture, réalisée en portant à zéro les raideurs des interfaces à une certaine distance de la rupture de la mèche. La distance de 2 éléments le long de la mèche de part et d'autre de la rupture a été choisie. Elle correspond au domaine repassé en rouge sur la Figure IV.42. Suite à la rupture de l'élément noté « élément rompu », les raideurs k_1 et k_2 des éléments d'interface de cette zone (16 éléments au total) sont portées à 0.

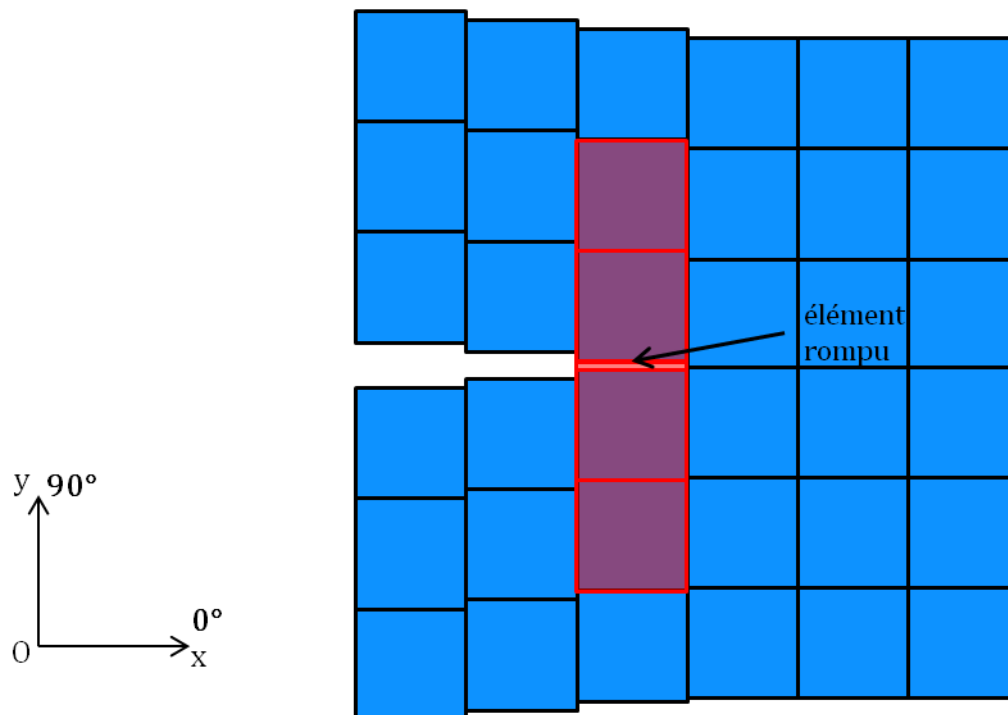


Figure IV.42 – Illustration de la propagation de l'endommagement suite à la rupture d'une mèche. Les raideurs des éléments d'interface de la zone repassée en rouge sont annulées suite à la rupture de la mèche via l'élément rompu.

4.6. Eléments d'interface 0-45

4.6.1. Principe

Dans l'optique d'appliquer ce modèle à des problèmes industriels, la prise en compte de drapages classiques doit être possible. Les revêtements d'une pale d'hélicoptère sont composés de deux ou trois plis de tissu orientés à 0/90 et ± 45 . Le respect de la taille de la mèche choisie dans cette approche impose la taille et l'orientation des éléments utilisés à 0° et à 45°. Inévitablement, les nœuds d'un maillage à 0/90 et à ± 45 ne se superposent pas. Un élément d'interface a alors été développé pour lier les deux types de maillages. Il répond aux besoins suivants :

- Pouvoir transmettre les efforts entre un maillage 0/90 et un maillage ± 45 .
- Ne pas discriminer une direction de maillage par rapport à l'autre.
- Ne pas alourdir excessivement le calcul.
- Pouvoir s'endommager, et rompre.

On considère pour cela la zone de superposition de deux mèches. Sur la Figure IV.43 sont dessinées 2 rangées de quadrangles représentant une mèche à 90° et une mèche à 45°. Leur intersection prend la forme d'un losange, dont on peut définir le centre noté M, qui correspond à l'intersection des fibres neutres des deux mèches. On définit M_1 (resp. M_2) comme la projection du point M sur la mèche à 90° (resp. 45°). On note (a) (resp. (b)) l'élément surfacique qui porte M_1 (resp. M_2) (voir Figure IV.44).

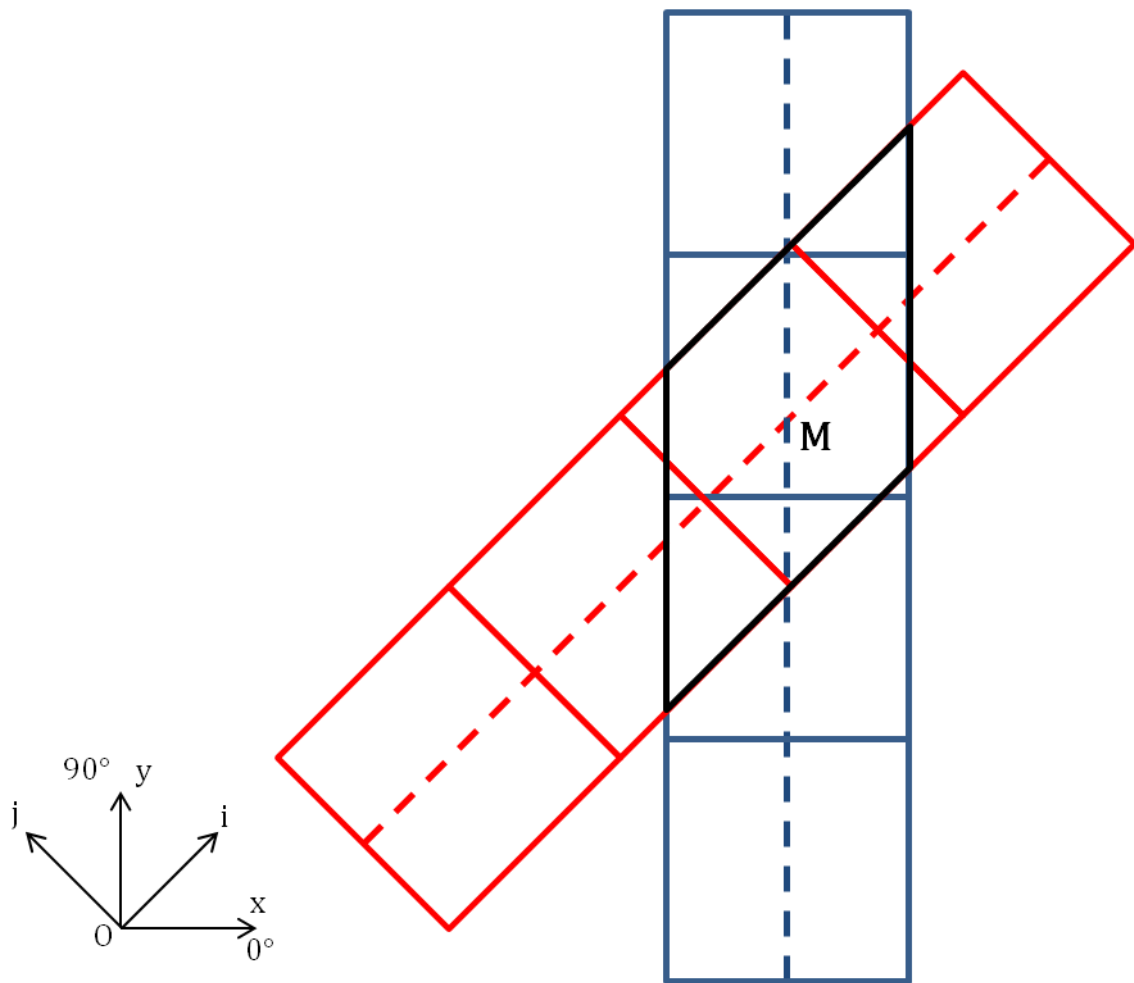


Figure IV.43 – Intersection entre deux mèches matérialisée par le losange noir.

Une technique courante pour lier deux maillages consiste à projeter chaque nœud d'un maillage esclave sur un maillage maître et à appliquer des conditions cinématiques à ces nœuds esclaves. Le déplacement d'un nœud esclave est alors imposé par ceux des nœuds de l'élément maître sur lequel il a été projeté et par ses fonctions de forme. Le choix des rôles des maillages se fait généralement naturellement en attribuant le rôle de maître au maillage le plus grossier, qui va imposer les déplacements aux nœuds esclaves.

L'approche employée ici consiste à réaliser l'interface entre les deux éléments contenant M_1 et M_2 en liant ces deux points par un élément d'interface à 2 nœuds. La raideur de l'élément est prise théoriquement infinie pour réaliser la liaison rigide entre les deux maillages.

Dans la pratique, il est possible de connaître les déplacements des deux points fictifs M_1 et M_2 à partir des déplacements des nœuds 1 à 8 des deux éléments via les fonctions de formes de (a) et (b) ainsi que deux paramètres géométriques (que l'on note y_{90} et y_{45} sur la Figure IV.44). Les efforts résultants au niveaux de ces 2 nœuds peuvent alors être extrapolés aux 8 nœuds des éléments (a) et (b). On simule alors une rigidité entre M_1 et M_2 sans créer de nœud supplémentaire.

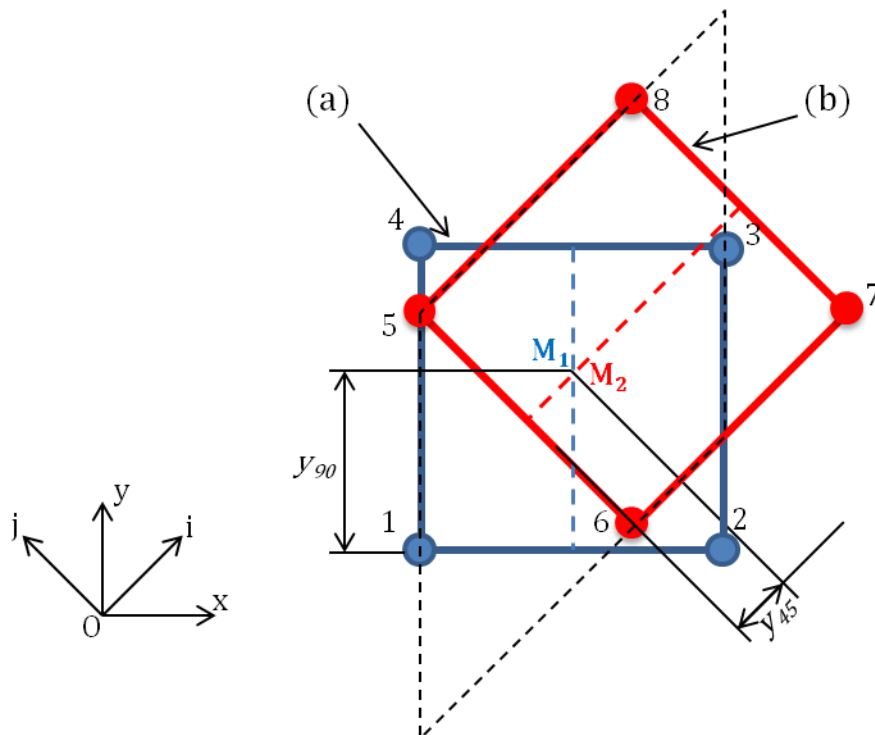


Figure IV.44 – Représentation des 8 nœuds supports de l'élément d'interface 0-45 entre les éléments (a) et (b), et définition des paramètres géométriques associés.

Pour cela on définit donc un élément d'interface à 8 nœuds notés 1 à 8 dont l'aspect est remarquablement atypique et la géométrie initiale dépend de deux paramètres y_{90} et y_{45} , et on lui attribut une matrice de rigidité K dans le plan équivalente à un ressort de translation de raideur k et de rotation de raideur c entre les nœuds fictifs M_1 et M_2 . Cette rigidité est fonction des deux paramètres géométriques y_{90} et y_{45} .

4.6.2. Identification de la matrice de raideur

Les paramètres y_{90} et y_{45} présentés sur la Figure IV.44 localisent la position de M_1 et M_2 . w étant la largeur de la mèche, on définit les variables R_{90} et R_{45} comme :

$$R_{90} = 2 \left(\frac{y_{90}}{w} \right) - 1 \quad (\text{IV.75})$$

$$R_{45} = 2 \left(\frac{y_{45}}{w} \right) - 1 \quad (\text{IV.76})$$

de manière à obtenir deux coefficients variant entre -1 et 1.

On définit la matrice de rigidité K en trois étapes :

- Ecriture de la matrice d'interpolation I permettant de récupérer les déplacements aux points M_1 et M_2 projetés de M sur les éléments (a) et (b).
- Définition de la matrice de rigidité K_M entre M_1 et M_2 (rigidité théoriquement infinie selon les deux directions du plan et en rotation).
- Définition de la matrice J de distribution des efforts de M_1 et M_2 vers les 8 nœuds de l'élément.

La matrice K vaut alors :

$$K = J \cdot K_M \cdot I \quad (\text{IV.77})$$

4.6.2.1. Matrice d'interpolation I

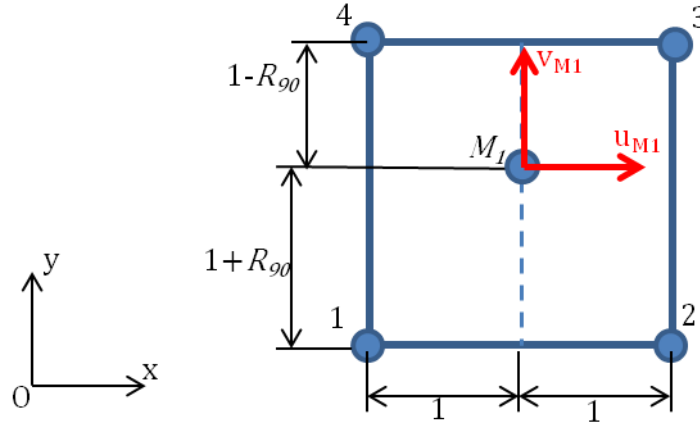


Figure IV.45 –Schéma de support pour le calcul de la matrice d'interpolation I .

Avec les notations de la Figure IV.45, les déplacements (u_{M1}, v_{M1}) du point M_1 pour un élément d'ordre 1 s'écrivent :

$$\begin{pmatrix} u_{M1} \\ v_{M1} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1-R_{90}}{4} & 0 & \frac{1-R_{90}}{4} & 0 & \frac{1+R_{90}}{4} & 0 & \frac{1+R_{90}}{4} & 0 \\ 0 & \frac{1-R_{90}}{4} & 0 & \frac{1-R_{90}}{4} & 0 & \frac{1+R_{90}}{4} & 0 & \frac{1+R_{90}}{4} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ u_2 \\ v_2 \\ u_3 \\ v_3 \\ u_4 \\ v_4 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.78})$$

$$\begin{pmatrix} u_{M1} \\ v_{M1} \end{pmatrix} = A(R_{90}) \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ \vdots \\ u_4 \\ v_4 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.79})$$

La rotation pourrait être évaluée de façon similaire. Néanmoins, l'élément fait partie d'une mèche avec un axe privilégié, qui peut être défini par la fibre neutre de la mèche. On écrit alors la rotation θ_{M1} de M_I comme la rotation de la fibre neutre. Celle-ci s'écrit au premier ordre :

$$\theta_{M1} = \frac{1}{4} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & -1 & 0 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ \vdots \\ u_4 \\ v_4 \end{pmatrix} = B(R_{90}) \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ \vdots \\ u_4 \\ v_4 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.80})$$

Pour déterminer les déplacements de M_2 de l'élément à $+45^\circ$, on applique la même méthode en exprimant les matrices d'interpolation dans le repère de l'élément. Ainsi, en définissant P , la matrice de passage de la base (O_{xy}) à (O_{ij}) :

$$P = \frac{\sqrt{2}}{2} \begin{pmatrix} 1 & -1 \\ 1 & 1 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.81})$$

On a :

$$\begin{pmatrix} u_{M2} \\ v_{M2} \end{pmatrix} = P^{-1} A(R_{45}) \begin{pmatrix} P & & \\ & P & \\ & & P \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u_5 \\ v_5 \\ \vdots \\ u_8 \\ v_8 \end{pmatrix} = A(R_{45}) \begin{pmatrix} u_5 \\ v_5 \\ \vdots \\ u_8 \\ v_8 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.82})$$

Le changement de base n'a pas d'effet sur la matrice A, car celle-ci est diagonale par bloc. Concernant la rotation de l'élément (b) :

$$\theta_{M2} = B(R_{45}) \begin{pmatrix} P & & \\ & P & \\ & & P \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u_5 \\ v_5 \\ \vdots \\ u_8 \\ v_8 \end{pmatrix} = \tilde{B}(R_{45}) \begin{pmatrix} u_5 \\ v_5 \\ \vdots \\ u_8 \\ v_8 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.83})$$

Finalement :

$$U_M = \begin{pmatrix} u_{M1} \\ v_{M1} \\ \theta_{M1} \\ u_{M2} \\ v_{M2} \\ \theta_{M2} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A(R_{90}) & 0 \\ B(R_{90}) & A(R_{45}) \\ 0 & \tilde{B}(R_{45}) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ \vdots \\ u_8 \\ v_8 \end{pmatrix} = I \cdot U \quad (\text{IV.84})$$

4.6.2.2. Matrice de rigidité K_M

La matrice de rigidité K_M représentant un ressort de raideur k en translation et de raideur c en rotation entre les nœuds fictifs M_1 et M_2 s'écrit simplement :

$$K_M = \begin{pmatrix} k & & -k & & \\ & k & & -k & \\ & & c & & -c \\ -k & & & k & \\ & -k & & & k \\ & & -c & & & c \end{pmatrix} \quad (\text{IV.85})$$

De cette façon,

$$F_M = \begin{pmatrix} F_{M1}^x \\ F_{M1}^y \\ \mathcal{M}_{M1} \\ F_{M2}^x \\ F_{M2}^y \\ \mathcal{M}_{M2} \end{pmatrix} = K_M \cdot U_M \quad (\text{IV.86})$$

4.6.2.3. Matrice d'extrapolation des efforts J

La matrice J répartit les efforts et les moments calculés en M_1 et M_2 sur les 8 nœuds de l'élément d'interface :

$$\begin{pmatrix} F_1^x \\ F_1^y \\ \vdots \\ F_8^x \\ F_8^y \end{pmatrix} = J \begin{pmatrix} F_{M1}^x \\ F_{M1}^y \\ \mathcal{M}_{M1} \\ F_{M2}^x \\ F_{M2}^y \\ \mathcal{M}_{M2} \end{pmatrix} = J \cdot F_M \quad (\text{IV.87})$$

Les efforts, F^x et F^y , et le moment \mathcal{M} , doivent être distribués sur les 4 nœuds. On extrapole les efforts sur les 4 nœuds en accord avec les fonctions de forme en utilisant la transposée de la matrice d'interpolation :

$$\begin{pmatrix} F_1^x \\ F_1^y \\ \vdots \\ F_4^x \\ F_4^y \end{pmatrix} = {}^t A(R_{90}) \begin{pmatrix} F_{M1}^x \\ F_{M1}^y \end{pmatrix} \quad (\text{IV.88})$$

On a de même pour l'effort F_2 au point M_2 :

$$\begin{pmatrix} F_5^x \\ F_5^y \\ \vdots \\ F_8^x \\ F_8^y \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} P & & & \\ & P & & \\ & & P & \\ & & & P \end{pmatrix} {}^t A(R_{45}) P^{-1} \begin{pmatrix} F_{M2}^x \\ F_{M2}^y \end{pmatrix} = {}^t A(R_{45}) \begin{pmatrix} F_{M2}^x \\ F_{M2}^y \end{pmatrix} \quad (\text{IV.89})$$

On répartit les moments suivant l'axe transverse de la mèche, en accord avec la rotation prise en compte. Le problème consiste à distribuer le moment \mathcal{M} en 4 efforts selon x F_1^x à F_4^x équivalents tels que représentés sur la Figure IV.46 :

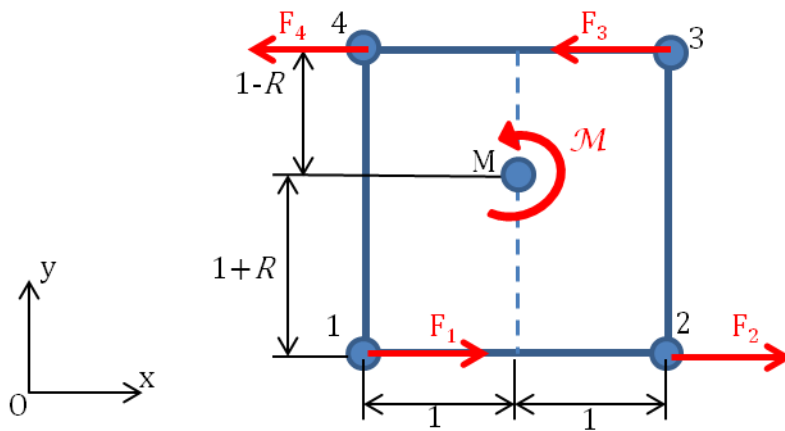


Figure IV.46 - Distribution du moment sur les 4 nœuds.

En exploitant la symétrie le long de la fibre neutre, et l'équivalence des forces à un couple, ces efforts vérifient les équations :

$$F_1^x = F_2^x = -F_3^x = -F_4^x = F \quad (\text{IV.90})$$

$$\mathcal{M} = 2F \cdot (1 + R) \frac{w}{2} + 2F(1 - R) \frac{w}{2} \quad (\text{IV.91})$$

$$\Rightarrow F = \frac{\mathcal{M}}{2w} \quad (\text{IV.92})$$

On déduit la matrice d'extrapolation des moments $C(R_{90})$ tel que :

$$\begin{pmatrix} F_1^x \\ F_1^y \\ \vdots \\ F_4^x \\ F_4^y \end{pmatrix} = C(R_{90})(\mathcal{M}_{M1}) \quad (\text{IV.93})$$

avec :

$$C(R_{90}) = \frac{1}{2w} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & -1 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.94})$$

et pour l'élément (b) tourné de 45° :

$$\tilde{C}(R_{45}) = C(R_{45}) \begin{pmatrix} P & & & \\ & P & & \\ & & P & \\ & & & P \end{pmatrix} = \frac{\sqrt{2}}{4w} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 1 & -1 & -1 & 1 & -1 & 1 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.95})$$

tel que la matrice J s'écrit finalement :

$$J = \begin{pmatrix} {}^tA(R_{90}) & {}^tC(R_{90}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & {}^tA(R_{45}) & {}^t\tilde{C}(R_{45}) \end{pmatrix} \quad (\text{IV.96})$$

4.6.2.4. Assemblage de la matrice

On peut alors écrire :

$$F = K \cdot U = J \cdot K_M \cdot I \cdot U \quad (\text{IV.97})$$

avec :

$$K = \begin{pmatrix} k \cdot {}^tA(R_{90}) \cdot A(R_{90}) + c {}^tC(R_{90}) \cdot B(R_{90}) & (-k) \cdot {}^tA(R_{90}) \cdot A(R_{45}) - c {}^tC(R_{90}) \cdot \tilde{B}(R_{45}) \\ (-k) \cdot {}^tA(R_{45}) \cdot A(R_{90}) - c {}^t\tilde{C}(R_{45}) \cdot B(R_{90}) & k \cdot {}^tA(R_{45}) \cdot A(R_{45}) + c {}^t\tilde{C}(R_{45}) \cdot \tilde{B}(R_{45}) \end{pmatrix} \quad (\text{IV.98})$$

4.6.2.5. Dégradation – rupture

Les raideurs initiales k et c de cet élément sont initialement aux valeurs k_0 et c_0 :

$$k_0 = 10^6 N/m \quad (IV.99)$$

$$c_0 = 10^6 N.m \quad (IV.100)$$

La dégradation de ces valeurs matérialise un délaminage entre un pli 0/90 et un pli ± 45 . Le délaminage n'est pas observé en essai, que le drapage soit orienté ou quasi-isotrope. Les raideurs des éléments d'interface 0-45 ne sont donc pas dégradées. Le seul cas où elles le sont a lieu au moment de la rupture d'une mèche. On choisit d'annihiler localement la liaison entre les deux plis au niveau de la rupture pour éviter des pontages aberrants de la coupure.

Dans la pratique, la rupture d'une mèche a lieu entre deux éléments surfaciques, et on imposera des raideurs k et c nulles pour les éléments d'interface 0-45 situés sur l'un des deux éléments surfaciques en question, c'est-à-dire pour ceux qui présentent un point M qui appartient géométriquement à l'un des deux éléments surfaciques.

4.6.3. Discussion

L'approche adoptée pour réaliser l'interface entre les maillages 0° et 45° est adaptée à la stratégie de modélisation choisie. Elle est tributaire de la taille de la mèche, et a conduit au développement d'un élément d'interface original afin de ne pas discriminer une direction. Cet élément à 8 nœuds, utilise uniquement des nœuds déjà existants des éléments surfaciques (a) et (b), il ne rajoute donc pas de degré de liberté supplémentaire au maillage.

Lier deux mèches en un seul point n'est bien sûr pas équivalent à un collage cinématique. On peut notamment imaginer des cas de deux éléments seuls, pour lesquels un point de transfert d'effort est insuffisant pour que les déformations de l'un soient transmises à l'autre. Mais ce cas est uniquement théorique. Dans la pratique, chaque maillage comporte plusieurs mèches, et les différentes liaisons rigides des interfaces 0-45 imposent aux champs de déformations des deux drapages à s'accorder l'un à l'autre.

Cette méthode pourrait également se généraliser à l'interface entre deux plis d'une même direction. On pourrait l'adapter pour réaliser l'interface entre deux plis de direction 0/90 décalés c'est-à-dire pour lesquels les mèches ne se superposent pas.

4.7. Intégration sur un modèle générique

4.7.1. Aspects pratiques de l'algorithme

Ce modèle a été implémenté dans le logiciel par éléments finis SAMCEF®, par codage d'éléments utilisateurs pour les éléments d'interface (entre 2 directions de maillage), les éléments de rupture et les éléments d'interface 0-45, et d'une loi de comportement utilisateur pour les éléments surfaciques. Il nécessite que les éléments puissent échanger des informations, et des données. L'endommagement des interfaces est défini par les déformations des éléments surfaciques adjacents (4.4.1.5). Les éléments de rupture sont tributaires des fractions de vie des éléments surfaciques, pilotées par leurs déformations (4.5.2). La rupture est déterminée par l'ensemble des fractions de vie et du champ de déformation. Elle déclenche la rupture

d'éléments d'interface adjacents (4.5.3) et d'éléments d'interface 0-45 (4.6.2.5). Les éléments doivent pouvoir se situer dans l'espace et connaître les éléments proches. Cela est rendu possible par une « mise en données », et des routines d'éléments utilisateurs adaptées.

Les conditions aux limites imposent un chargement C sous forme de déplacement imposé, et qui correspond à la déformation maximale appliquée au cours d'un cycle. Le rapport de charge R est implicitement $1/3$ puisque les lois d'endommagement et de durée de vie ont été identifiées pour cette valeur.

La simulation se déroule comme une succession de résolutions non-linéaires de problèmes quasi-statiques pour des pas de temps t . Le pas de temps entier immédiatement supérieur à t est noté T , et correspond au passage à l'état « rompu » de l'élément de rupture j_T et donc à la propagation de la coupure. On rappelle que cette propagation se fait de manière discrète par la rupture d'une mèche entière. Au moment de la rupture de mèche le chargement C est abaissé à $0,1C$. En effet, cette rupture brutale peut avoir tendance à surcharger les éléments proches de la rupture et donc à endommager excessivement les éléments d'interface. Par suite le déplacement imposé est augmenté progressivement entre T et $T+0,3$, jusqu'à C et stabilisé jusqu'à $T+0,9$ (voir Figure IV.47). En effet, l'endommagement des éléments d'interface est calculé de façon explicite en fonction de la déformation dans les éléments surfaciques au pas convergé précédent (algorithme détaillé plus loin). L'endommagement affecte alors ces déformations qui donnent un nouvel état d'endommagement et ainsi de suite. Un certain nombre de pas de temps convergés est donc nécessaire pour obtenir l'équilibre entre champ de déformation et endommagement.

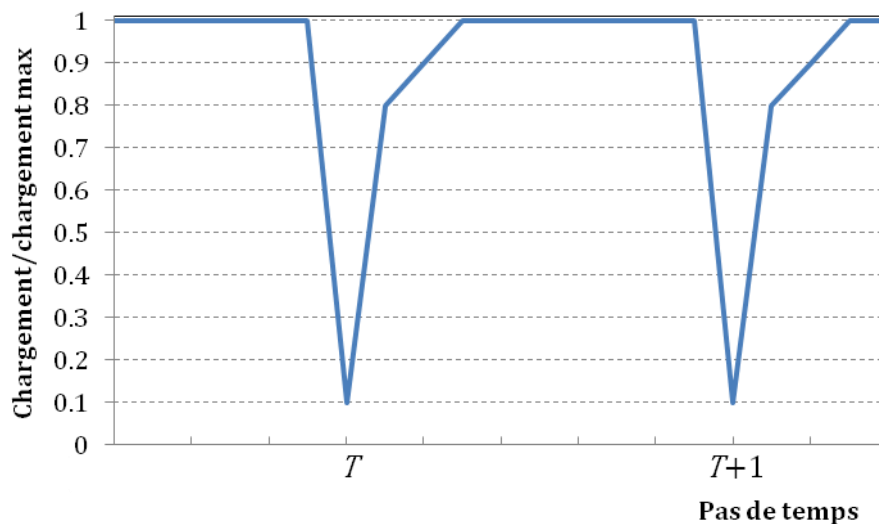


Figure IV.47 – Fonction de chargement utilisée dans la modélisation.

Un organigramme donnant le déroulement de la simulation de la propagation coupure est présenté Figure IV.48 avec la nomenclature du Tableau IV.1. Pour certaines variables, le numéro d'itération i omis, signifie implicitement qu'il s'agit du pas de temps convergé. Des commentaires concernant certaines étapes sont ensuite précisés.

Tableau IV.1 – Nomenclature associée à la modélisation.

Variable	Définition
N_{no}	Nombre de nœuds
N_{es}	Nombre d'éléments surfaciques
N_{ei}	Nombre d'éléments d'interfaces
N_{er}	Nombre d'éléments de rupture
j	indice de nœud ou d'élément
t (réel)	pas de temps
Δt	incrément de pas de temps
T (entier)	le plus petit entier directement supérieur à t ($T = \text{INT}(t)+1$)
$j_T(t,i) \in [1..N_{er}]$	numéro de l'élément de rupture à rompre au temps T
$\Delta N_T(j_T)$	Nombre de cycles nécessaire à la rupture de l'élément j_T
$\Delta N_T(t,i)$	Nombre de cycles nécessaire à la rupture suivante (à T) calculée au pas de temps t et à l'itération i
$N_{total}(T)$	($= \sum_{\tau \leq T} \Delta N(j_\tau)$) Nombre de cycles total au temps T
$N_r(\varepsilon)$	Nombre de cycles à rupture en fatigue à la déformation maximale ε
i	numéro d'itération au pas de temps t donné
$\varepsilon(j,t,i)$	tenseur de déformation dans le plan au pas t , l'itération i et l'élément j
$\varepsilon_{LL}(j) \ j \in [1..N_{es}]$	déformation longitudinale de l'élément surfacique j
$X(j) \ j \in [1..N_{no}]$	vecteur position du nœud j
$D(j) \ j \in [1..N_{ei}]$	Variable d'endommagement de l'élément d'interface j
$k(j) = (k_x(j), k_y(j))$	Raideur de l'élément d'interface j
$u(j) \ j \in [1..N_{es}]$	vecteur déplacement de l'élément d'interface j
$F(j) \ j \in [1..N_{es}]$	vecteur effort de l'élément d'interface j
$D_m(j) \ j \in [1..N_{er}]$	Variable d'endommagement de Miner de l'élément de rupture j

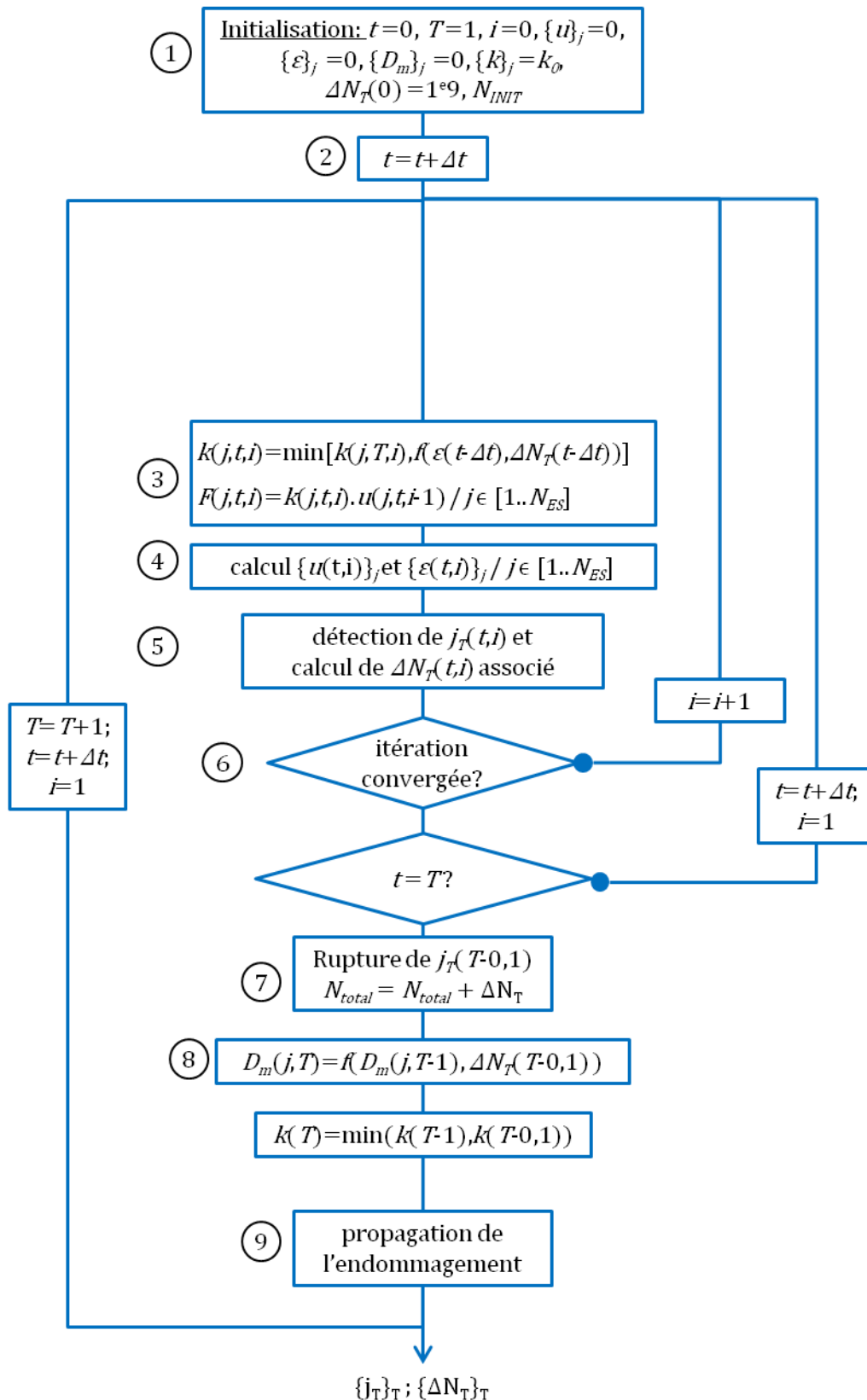


Figure IV.48 - Algorithme simplifié d'une simulation d'un essai de propagation. Les notations utilisées sont en Tableau IV.1, lorsque le numéro d'itération i est omis, la variable correspondante est prise au pas de temps convergé.

Cet algorithme admet en entrée :

- la géométrie, le maillage, avec les données matériau,
- les conditions limites, le chargement C ,
- le nombre de cycles d'initiation N_{INIT} .

La résolution numérique des différents états d'équilibre aux pas de temps t se fait par un solveur implicite. A noter que l'endommagement se calcule en fonction des déformations au pas de temps précédent. L'unicité de la solution du calcul par éléments finis n'a pas été démontrée dans ce cas. Les numéros cerclés renvoient aux commentaires ci-dessous :

- 1) Initialisation. Seul le paramètre N_{init} est fixé par l'utilisateur.
- 2) Le pas de temps Δt peut éventuellement être variable. Il prend des valeurs comprises entre 0,01 et 0,1.
- 3) Le calcul de $k(j,t,i)$ puis de $F(j,t,i)$ se fait pour chaque élément d'interface en fonction du champ de déformation et du nombre de cycles calculé au pas de temps convergé précédent. La fonction f donnant k est détaillée en 4.4.1.
- 4) Le champ de déplacement est obtenu classiquement à partir de la matrice de rigidité tangente, et du résidu sans intervention de l'utilisateur.
- 5) j_T est l'élément qui vérifie l'équation (IV.68). Le temps d'initiation est ici ajouté à ΔN_T pour les pas de temps précédant la rupture de la première mèche ($t < 1$).
- 6) La convergence est évaluée en comparant le résidu à une valeur seuil généralement fixée par défaut.
- 7) Pour la rupture, on prend en compte l'état convergé de $T-0,1$, c'est-à-dire pour lequel le chargement est maximal et l'équilibre déformation/endommagement est atteint (voir Figure IV.47). L'élément de rupture est rompu en lui affectant une raideur nulle (cf 4.5.2).
- 8) Les fractions de vie sont mises à jour en fonction de la déformation en $T-0,1$.
- 9) Signifie la dégradation totale des éléments d'interface de la mèche rompue à une certaine distance de j_T (voir 4.5.3).

4.7.2. Modélisation d'une structure

La taille des éléments imposée par la largeur de mèche limite la dimension des maillages que l'on peut raisonnablement utiliser. En effet, la largeur de mèche de 0,5 mm pour le tissu de verre étudié et le fait que les points géométriques des nœuds du maillage coïncident avec 8 nœuds conduisent à un modèle à 96 DDL par mm² de maillage représenté.

Pour représenter un problème de structure présentant une crique, seule une petite zone (jusqu'à quelques dizaines de cm²) peut raisonnablement être maillée à l'aide de ce maillage.

Dans l'approche adoptée, nous distinguerons le maillage « propagation » ou « MEM » pour « Maillage à l'Echelle de la Mèche » c'est-à-dire tel que décrit dans ce chapitre, contenant l'endommagement et la propagation de coupure potentielle, du maillage appelé « contour » qui sera affecté d'un comportement homogène sans endommagement et sans rupture possible. On suppose que cette partie du maillage est suffisamment éloignée de la coupure pour que son endommagement n'ait pas d'influence sur le champ en pointe de coupure et donc sur la vitesse de propagation.

L'interface entre les deux maillages est assurée par collage cinématique des nœuds esclaves du maillage fin « MEM » sur les arêtes du maillage grossier « contour ».

La Figure IV.49 présente un exemple de maillage qui illustre cette démarche. Un tronçon de pale est supposé présenter une crique (une coupure) à l'intrados et à l'extrados, à proximité du bord de fuite. Le maillage de son revêtement est représenté en éléments membranes classiques, sur l'ensemble du tronçon sauf au niveau de la coupure, que l'on maille sur les deux faces par deux maillages « MEM ». Le drapage du revêtement est $[\pm 45]_n$, le maillage à l'échelle de la mèche est donc orienté en conséquence. Les pré-entailles ont été repassées en rouges.

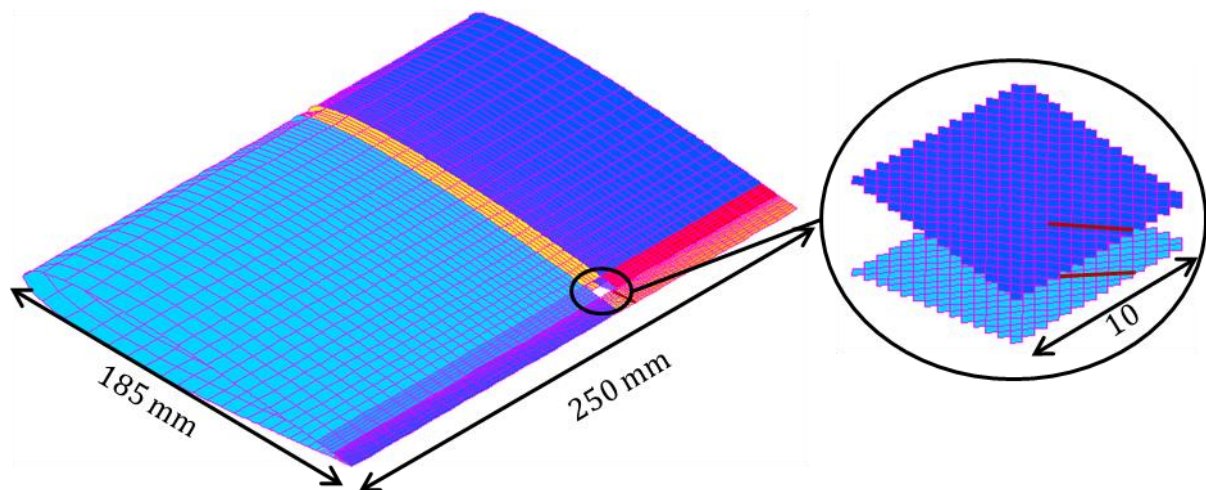


Figure IV.49 – Exemple de maillage utilisé pour l'étude de la propagation de coupure. Le revêtement d'un tronçon de pale de drapage $[\pm 45]_n$ est représenté par des éléments membranes classiques. Seule une petite zone d'étude est maillée avec le maillage spécifique à l'étude de la propagation.

Ce type de maillage a été réalisé afin de vérifier la faisabilité d'intégration d'un modèle MEM sur un maillage de pale. La propagation a ainsi été simulée numériquement sur une structure mais les résultats obtenus n'ont pas pu être comparés à des données expérimentales.

La présentation et la discussion des résultats du modèle numérique font l'objet du chapitre suivant. Ils se rapportent à des essais de propagation sur éprouvettes pour lesquels l'étude expérimentale (Chapitre III) a fourni des données de comparaison.

Chapitre V – Comparaison essais - calculs

Table des matières

5.1. Introduction – Méthodologie	206
5.1.1. Précisions concernant les modèles	206
5.1.2. Dépouillement	207
5.2. Essais de propagation en traction	207
5.2.1. Cas du drapage [0/90] _n	207
5.2.2. Cas du drapage [±45] ₂	218
5.2.3. Cas du drapage [0;45] _s	226
5.3. Essais de propagation en cisaillement	231
5.3.1. Cas du drapage [0/90] ₄	231
5.3.2. Cas du drapage [0;45] _s	236
5.4. Synthèse et discussion	240

5.1. Introduction – Méthodologie

Le modèle présenté au chapitre IV a été éprouvé dans différentes configurations qui correspondent aux essais de propagation décrits dans le chapitre III. La présentation de ces simulations fait l'objet du présent chapitre. Il est divisé selon les configurations, classées d'abord par type d'essai, puis par drapage. Ainsi, la propagation en traction est évaluée en 5.2, tandis que les simulations en cisaillement sont présentées en 5.3. Enfin une discussion est proposée en fin de chapitre (5.4). Avant ces développements, quelques précisions communes à tous les cas concernant les maillages, les propriétés matériau implémentées et les procédures de dépouillement sont présentées.

5.1.1. Précisions concernant les modèles

Cette section présente brièvement des éléments communs à toutes les configurations de modélisation présentées. Il est recommandé de se reporter aux différents cas d'études à titre d'exemple des éléments décrits ci-après.

Les maillages utilisés comportent systématiquement une partie spécifique à la modélisation de la propagation et détaillée au chapitre IV, appelée maillage « MEM » pour Maillage à l'Echelle de la Mèche, entourée par des éléments membranes classiques qui constituent le maillage dit « contour ». Il s'agit d'éléments membranes orthotropes de comportement similaire aux éléments surfaciques du maillage MEM mais sans orientation spécifique de mèche. Ils représentent des zones de tissu de verre, ou de bande d'unidirectionnel carbone, de type longeron ou arêtier.

Le comportement en traction du tissu de verre est linéaire élastique. En cisaillement, le matériau suit la loi de pseudo-plasticité décrite en 4.4.2. On rappelle ici les coefficients élastiques utilisés :

- $E^v_l = 21 \text{ GPa}$
- $E^v_t = 21 \text{ GPa}$
- $G^v_{lt} = 3,5 \text{ GPa}$
- $\nu^v_{lt} = 0,15$

Les coefficients élastiques suivants sont utilisés pour le comportement de l'unidirectionnel carbone/époxy (pour représenter les longerons et arêtiers) :

- $E^c_l = 130 \text{ GPa}$
- $E^c_t = 4,5 \text{ GPa}$
- $G^c_{lt} = 3,5 \text{ GPa}$
- $\nu^c_{lt} = 0,15$

Seule la zone MEM peut présenter de l'endommagement, sa taille doit donc être suffisante par rapport à la zone d'endommagement pressentie, sans toutefois qu'elle ne génère un nombre de DDL trop important.

Les coordonnées des nœuds, et la table de connectivités sont générés par une routine fortran. Le reste du fichier d'instruction contient les données matériau et de chargement. Le

calcul est mené pour un certain nombre de pas de temps, correspondant au nombre de ruptures de mèches souhaité T_{max} . Les calculs ont été réalisés avec le logiciel SAMCEF®, sur des modèles comportant au total entre 30000 et 200000 DDL et des temps de calcul de l'ordre de quelques heures CPU.

5.1.2. Dépouillement

A l'issue du calcul, on évalue les résultats en observant la direction empruntée par la coupure, et en calculant sa vitesse de propagation. Les aspects qualitatifs et quantitatifs de l'évolution de la vitesse de propagation sont évalués. L'idéal étant de pouvoir obtenir des valeurs de vitesse de propagation de l'ordre de celles mesurées expérimentalement mais également de pouvoir reproduire les accélérations et décélérations. Les déformées obtenues ainsi que l'ordre de rupture des mèches sont également observés.

Au cours de la simulation, les rigidités des éléments d'interface sont enregistrées. On peut ainsi tracer pour une longueur de coupure donnée la carte de raideur des interfaces ou de l'endommagement équivalent représenté par l'équation (IV.39). Expérimentalement, cette zone d'endommagement a été observée par rétro-éclairage sur les essais et par imagerie post-mortem au MEB (plus rarement). Les images rétro-éclairées fournissent uniquement un contraste, ce qui rend délicate la comparaison quantitative avec la carte de raideur des éléments d'interface. De plus, les vues au MEB ont montré que l'endommagement visible ne correspondait pas forcément à de la fissuration matricielle, représenté par la baisse de raideur des éléments d'interface.

5.2. Essais de propagation en traction

Les différentes configurations de propagation en traction sont classées par drapage. Les drapages $[0/90]_n$ ($[0/90]_2$ et $[0/90]_4$) et $[\pm 45]_2$ se déclinent en deux géométries d'éprouvettes, une de largeur 50 mm, et l'autre de largeur 30 mm.

5.2.1. Cas du drapage $[0/90]_n$

La simulation numérique a été testée sur les deux géométries d'éprouvettes étudiées expérimentalement. Les essais correspondants sont détaillés dans les sections 3.2.2 pour la largeur 30 mm (essais réalisés par [Bizeul09]) et 3.4.2 pour la largeur 50 mm. La Figure V.1 présente les maillages des deux éprouvettes $[0/90]_n$ utilisés pour la simulation. La zone centrale dédiée à la propagation et à l'endommagement est discrétisée par le maillage « MEM » tandis que la partie extérieure est dénommée « contour ». Elle se décompose en un longeron en UD carbone et une zone en tissu de verre. Les pré-entailles sont de longueur 3 et 7 mm pour les largeurs d'éprouvettes de 30 et 50 mm respectivement.

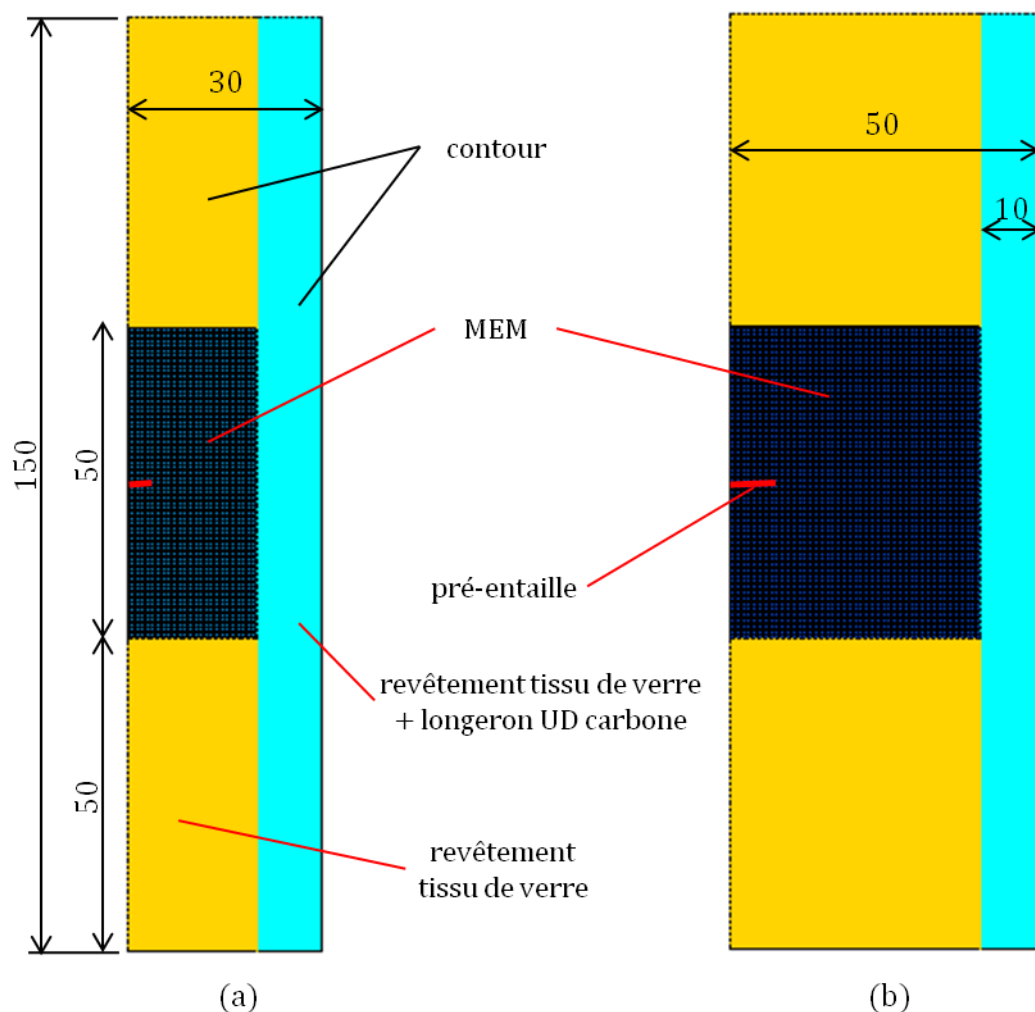


Figure V.1 - Géométrie des maillages utilisés pour la simulation des essais de propagation en traction sur des drapages $[0/90]_n$. (a), éprouvette de largeur 30 mm, (b), éprouvette de largeur 50 mm.

5.2.1.1. Epreuve de 50 mm de large

Pour cette configuration (Figure V.1b), la simulation a été effectuée jusqu'au pas de temps $T_{max} = 100$. La Figure V.2 présente la déformée du maillage obtenue en fin de simulation, c'est-à-dire le faciès de rupture. La partie inférieure de la figure présente uniquement les éléments de rupture. Ceux qui ne sont pas rompus (la grande majorité), apparaissent linéiques, comme des segments de longueur 0,5 mm (taille de la mèche). Leur ensemble forme un quadrillage. Les éléments horizontaux (resp. verticaux) sont intercalés entre deux éléments surfaciques des mèches verticales (resp. horizontales). Les éléments ayant rompu présentent une surface non nulle révélée sur cette vue.

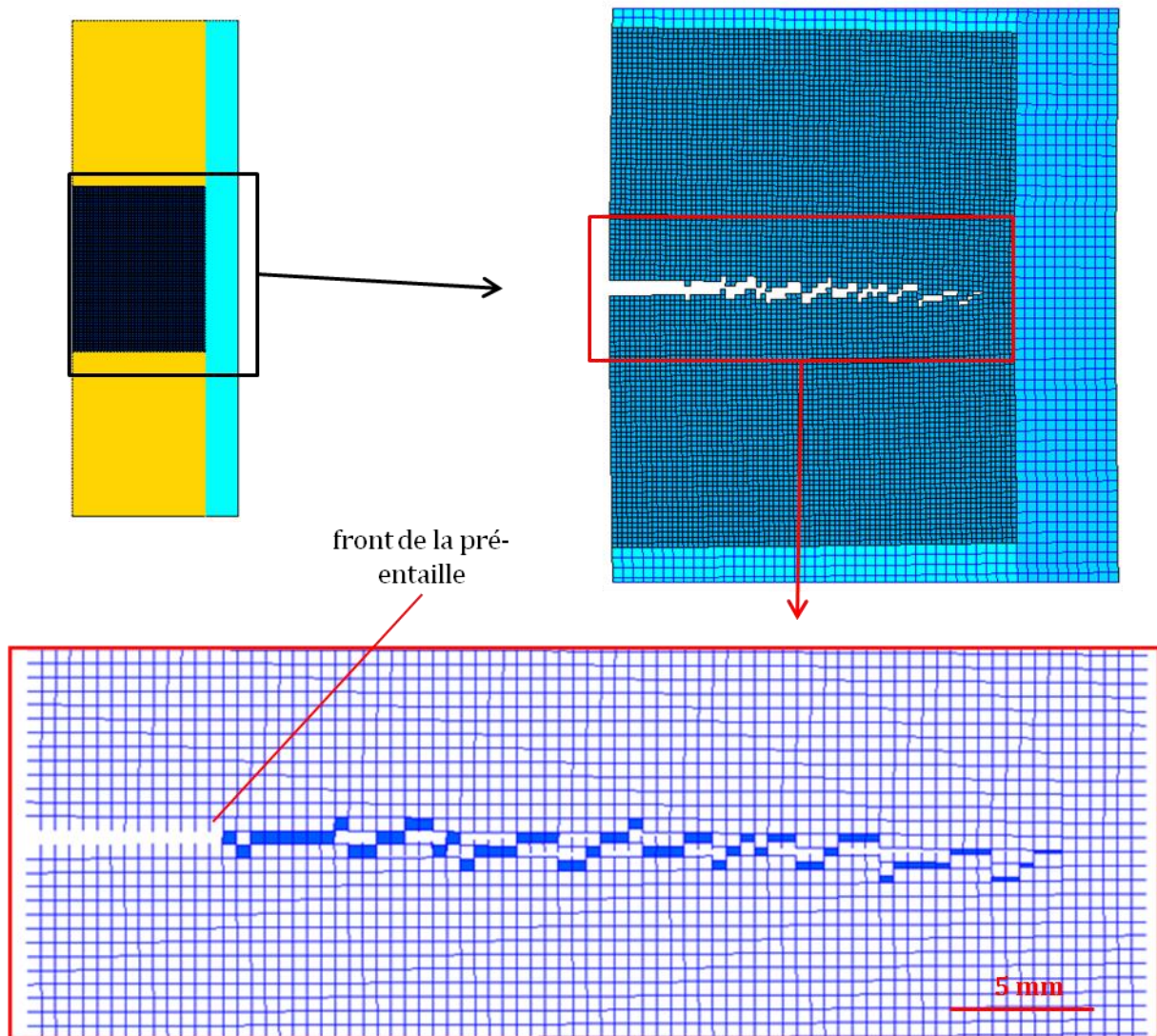


Figure V.2 – Faciès de rupture en fin de simulation de la propagation en traction sur une éprouvette $[0/90]_4$ de largeur 50 mm. En bas, représentation des éléments de rupture seuls.

On constate que la coupure s'est globalement propagée dans l'axe de la pré-entaille, bien qu'elle ne présente pas un faciès rectiligne. Par endroit elle se décale de son axe initial, mais tend systématiquement à revenir à l'horizontal ce qui traduit une certaine stabilité dans la propagation.

Sur la Figure V.3 sont présentées les deux directions de maillage (0° et 90°) autour des lèvres de la fissure après une propagation d'environ 15 mm ainsi que le champ de déformation longitudinale dans les mèches. Naturellement, les mèches à 90° sont les plus chargées et présentent les déformations les plus élevées. La déformation maximale que présente la mèche en pointe de coupure est de l'ordre de $18 \cdot 10^{-3}$. Cette pointe de coupure ne constitue pas une singularité car le maillage utilisé est semi-discret et l'endommagement des éléments d'interface par dégradation de raideur donne une pointe de coupure qui n'est pas singulière, et donc non susceptible de générer des champs asymptotiques infinis.

L'endommagement a eu tendance à désolidariser les deux directions de renforts, ce que l'on peut noter sur le maillage dirigé à 0° . En outre, ces mèches présentent peu de déformation

longitudinale sauf au niveau de la pointe de coupure, qui a tendance à leur imposer une déformée de flexion.

Le fait qu'aucune mèche horizontale ne présente de rupture peut expliquer la direction de propagation. En effet, la coupure se propageant entre deux mèches horizontales, l'ouverture ainsi créée génère un effet « fermeture éclair » en guidant la rupture entre ces deux mèches, c'est-à-dire dans l'axe de la pré-entaille.

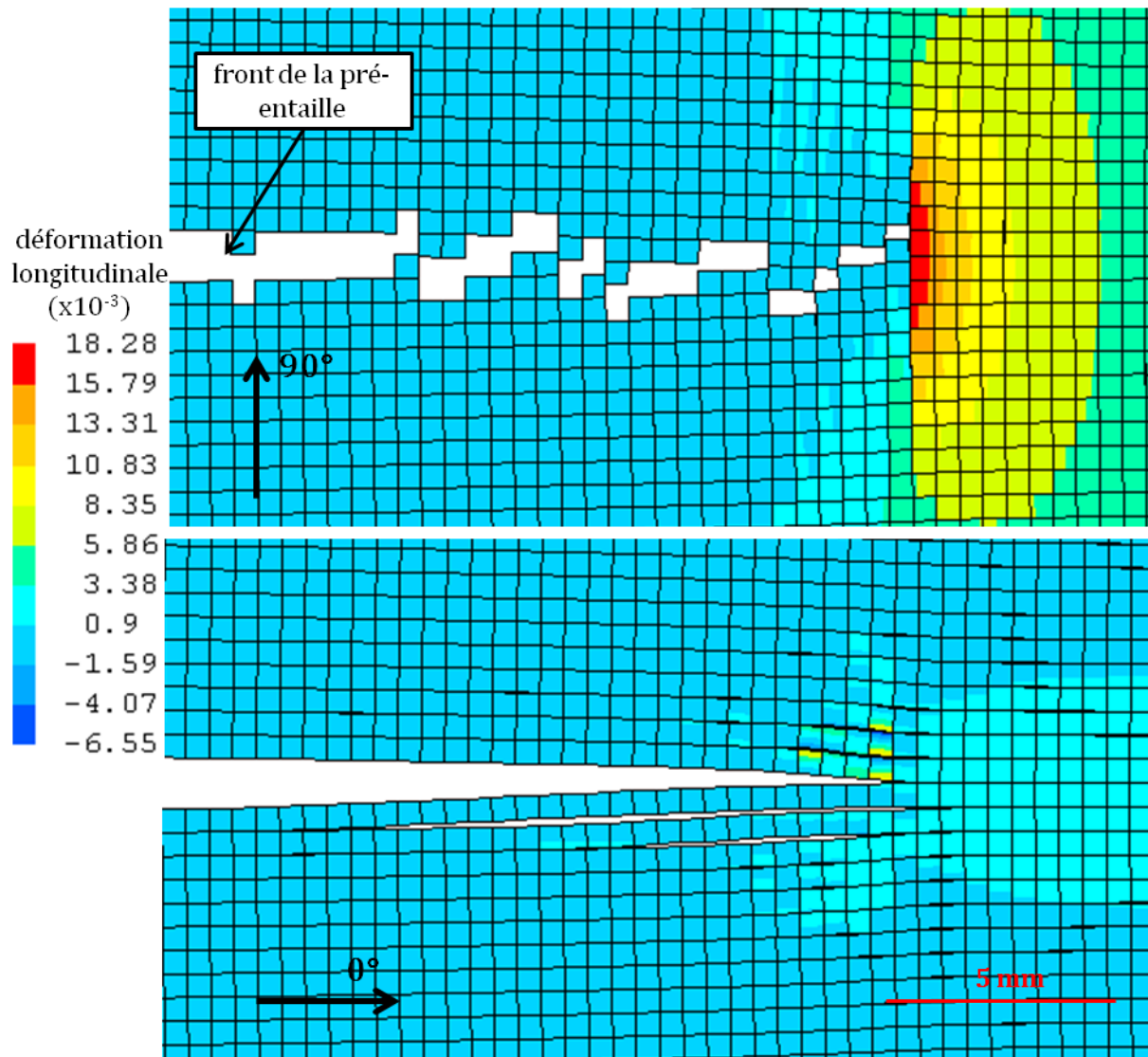


Figure V.3 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0° et 90° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette [0/90]₄ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm (déformée x3).

La baisse de rigidité des éléments ressorts a été tracée pour la même longueur de coupure (Figure V.4). On rappelle que chaque élément d'interface présente une rigidité différente dans les deux directions, k_1 et k_2 . A partir de l'équation (IV.39) on peut estimer les champs des variables d_1 et d_2 sur l'ensemble du maillage MEM (voir Figure V.4). Ceux-ci fournissent un ensemble de valeurs aux nœuds qui ont été interpolées pour la visualisation.

La zone en aval de la pré-entaille ($x < 7$ mm) ne présente pas d'endommagement. Dans la direction 1, l'endommagement est très localisé. Les zones d'endommagement saturé ($d_1=0,33$)

de part et d'autre du trajet de la coupure marquent la « propagation de l'endommagement » détaillée en 4.5.3 qui consiste à dégrader la raideur des éléments d'interface suite à la rupture d'une mèche. Autour de ces zones, l'endommagement est peu développé.

En revanche, l'endommagement d_2 apparaît beaucoup plus important en valeur et en étendue autour de la coupure car il est piloté par les déformations longitudinales des mèches de la direction 2 (direction de la traction). Des agrandissements des deux vues permettent d'observer les champs de d_1 et d_2 en pointe de coupure. Les éléments rompus ont été repassés en noir, il s'agit d'éléments horizontaux puisque les mèches ayant rompu sont verticales. De part et d'autre de la coupure, et sur une distance d'un millimètre, l'endommagement dans les directions 1 et 2 atteint la valeur à saturation de 0,33. En amont de la pointe de coupure l'endommagement est très faible ($<0,05$) dans la direction 1, alors que d_2 s'étend sur environ 4 mm selon x à des niveaux importants. Selon y , la zone d'endommagement important ($>0,2$) s'étend sur 3 à 5 mm à comparer avec la Figure III.17, les Figure III.21-Figure III.22, et surtout la Figure V.5. Celle-ci présente des images de propagation obtenues expérimentalement par soustraction d'images pour une longueur de coupure comparable et avec les mêmes échelles qu'en Figure V.4. Les tailles des zones d'endommagement important ($>0,2$) sont comparables à celles obtenues numériquement.

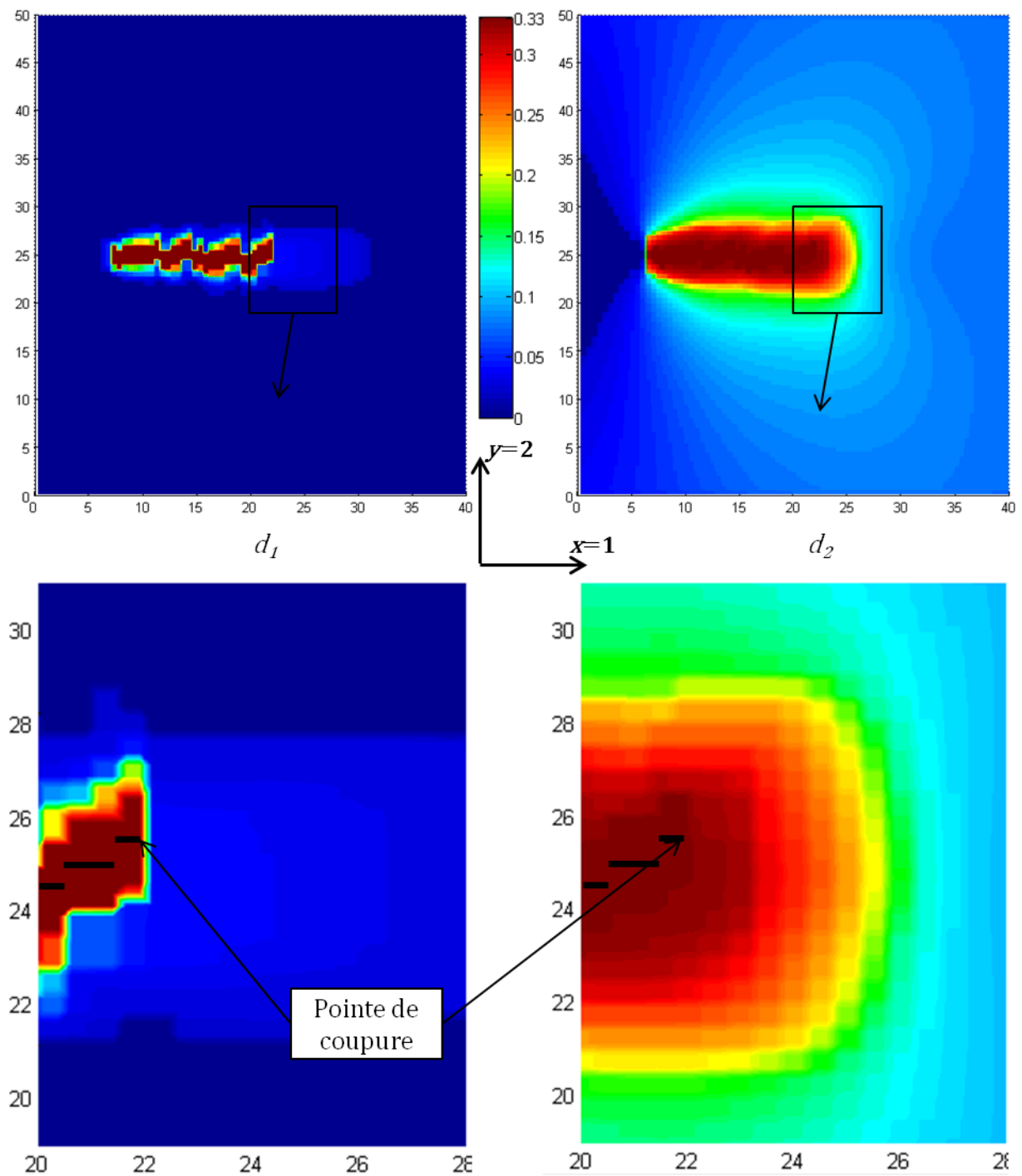


Figure V.4 - Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_4$ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm.

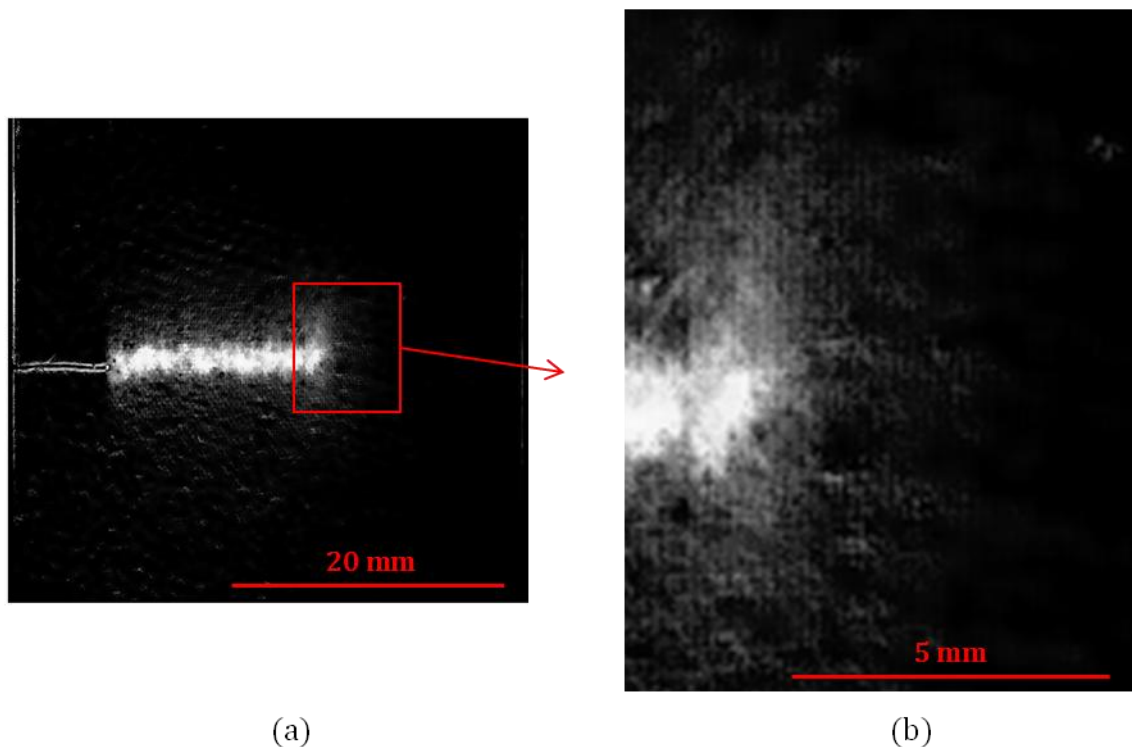


Figure V.5 – Images obtenues par soustraction d’images de la propagation en traction sur une éprouvette $[0/90]_4$ après environ 15 mm de propagation.

Enfin, le nombre de cycles correspondant à chaque rupture de mèche a été relevé afin de déduire la vitesse de propagation qui a été comparée aux résultats de deux éprouvettes (Figure V.6). Qualitativement on retrouve bien l’allure caractéristique correspondant à cette géométrie et ce drapage, à savoir une propagation qui s’accélère sur les 10 premiers millimètres, se stabilise et décroît en fin d’essai de par la présence du longeron. Les valeurs de vitesse obtenues pour cette configuration sont également très satisfaisantes sauf pour le début de l’essai. L’initiation est plus difficile à reproduire car elle est dépendante des conditions initiales. En particulier la position de la pré-entaille par rapport aux mèches des différents plis en pointe de coupure est un paramètre important qui n’est pas été pris en compte par la modélisation actuelle.

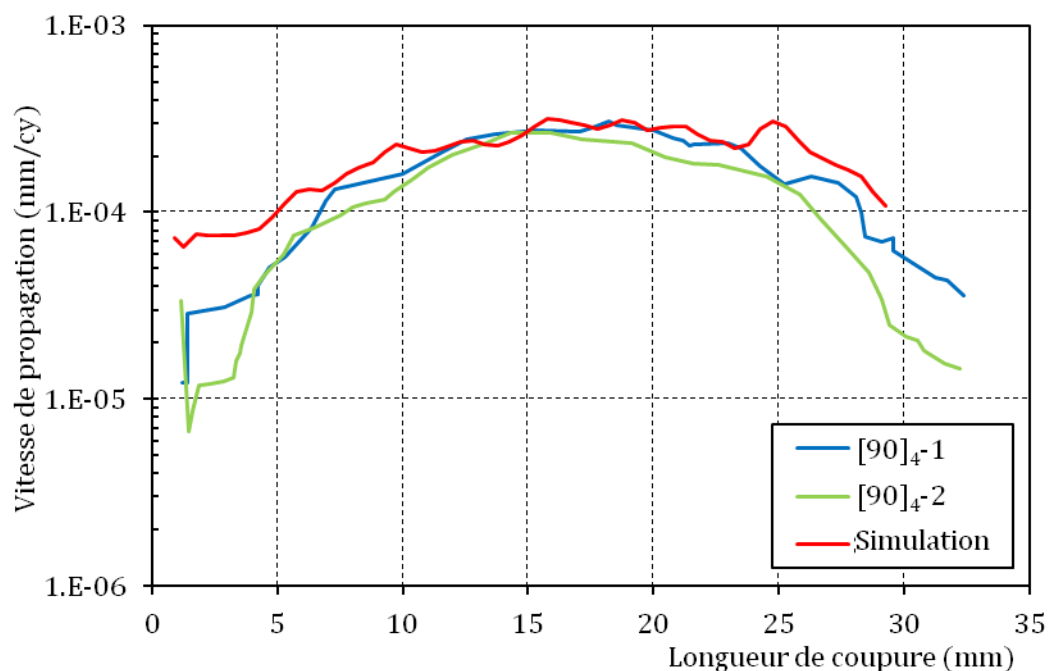


Figure V.6 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour deux éprouvettes $[0/90]_4$ de largeur 50 mm et pour la simulation correspondante.

5.2.1.2. Epreuves de 30 mm de large

La traction sur drapage $[0/90]_2$ de 30 mm de large est le cas qui présente le plus de dispersion en termes de temps d'initiation et de vitesse de propagation (3.2.2). Les évolutions des vitesses de propagation ont été reportées Figure V.7 pour les deux éprouvettes extrêmes. L'éprouvette C4 a présenté l'initiation et la propagation la plus rapide, son temps d'initiation est nul en comparaison de l'éprouvette C3 qui a présenté le temps d'initiation le plus long (environ 4.10^6 cycles). Deux calculs ont été menés pour tenter de reproduire cette différence. Un cas avec un temps d'initiation nul, et un cas avec un temps d'initiation de 4.10^6 cycles. Le temps d'initiation est introduit à travers l'endommagement des éléments d'interface. Avant la rupture numérique de la première mèche ce nombre de cycles est pris en compte dans le calcul de l'endommagement des interfaces (voir 4.7.1).

Les résultats en termes de vitesse de propagation sont reportés en Figure V.7. Il apparaît comme dans le cas précédent (éprouvettes de 50 mm de large) une bonne représentation qualitative de l'évolution de la vitesse de propagation en accord avec l'essai pour le temps d'initiation nul. Par contre, aucune différence significative n'est constatée entre les deux simulations, celle avec un temps d'initiation important ne reproduit pas la diminution de vitesse de propagation d'un facteur 10 obtenue expérimentalement.

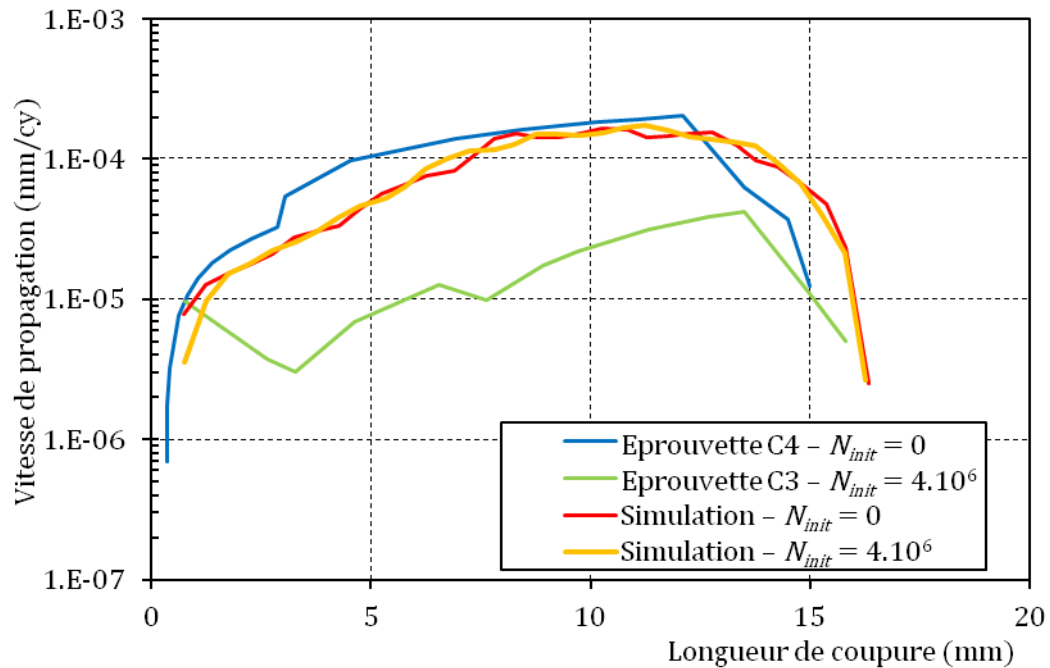


Figure V.7 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour deux éprouvettes $[0/90]_2$ de largeur 30 mm présentant des nombres de cycles d'initiation différents et pour les simulations correspondantes.

La comparaison entre les deux simulations est poursuivie Figure V.8 qui présente le faciès de rupture obtenu en fin de simulation, par la visualisation des éléments rompus, ainsi que sur la Figure V.9 qui compare les déformations longitudinales dans les mèches.

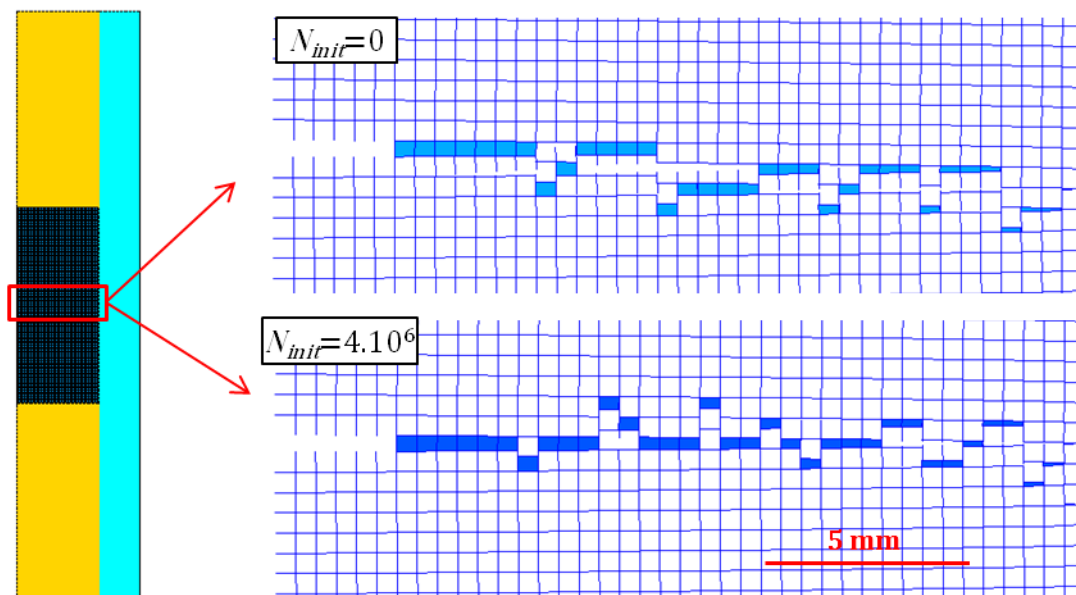


Figure V.8 – Visualisation des éléments de rupture à l'issue de la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_2$ de largeur 30 mm pour deux nombres de cycles d'initiation.

On constate que la coupure s'est globalement propagée dans l'axe de la pré-entaille, bien qu'elle ne présente pas un faciès rectiligne. La pointe de coupure présente des champs de déformation quasiment identiques. Les zones de sur-contrainte (ou sur-déformation) s'étendent

sur la même distance et culminent à des valeurs proches, pour la mèche en pointe de coupure, ce qui explique la similitude entre les vitesses de propagations.

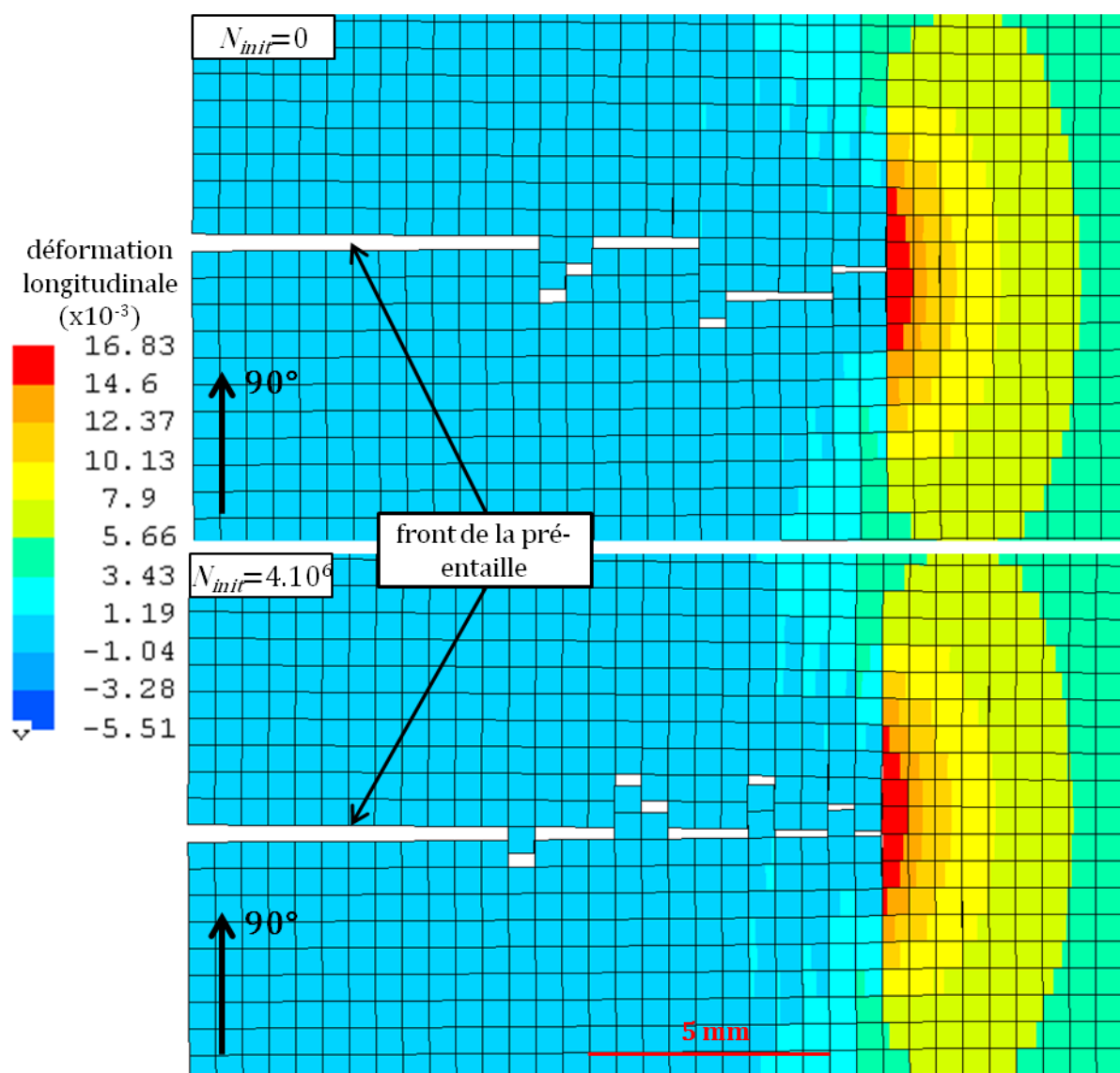


Figure V.9 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 90° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_2$ de largeur 30 mm après une propagation d'environ 10 mm, pour deux nombres de cycles d'initiation.

Pourtant, la Figure V.10 montre que le temps d'initiation a bien été pris en compte dans le calcul de l'endommagement. Le champ de la variable d_1 est identique dans les deux cas, mais pour un nombre de cycles d'initiation $N_{init} = 4.10^6$, l'endommagement d_2 est plus important que pour $N_{init} = 0$. Plus particulièrement, dans les quelques millimètres en amont de la pointe de coupure, d_2 prend des valeurs similaires, mais au-delà, le temps d'initiation se traduit par des valeurs supérieures d'environ 0,05.

La déformation en pointe de coupure est gouvernée par l'état de dégradation des interfaces, mais l'influence est surtout marquée pour les éléments proches de la pointe de coupure. Ces éléments présentent approximativement les mêmes valeurs d'endommagement quel que soit le temps d'initiation. Le champ de déformation pour $N_{init} = 4.10^6$ cycles est par

conséquent très similaire au cas $N_{init} = 0$, et la vitesse de propagation (qui découle directement du champ de déformation) n'apparaît donc pas impactée par le temps d'initiation.

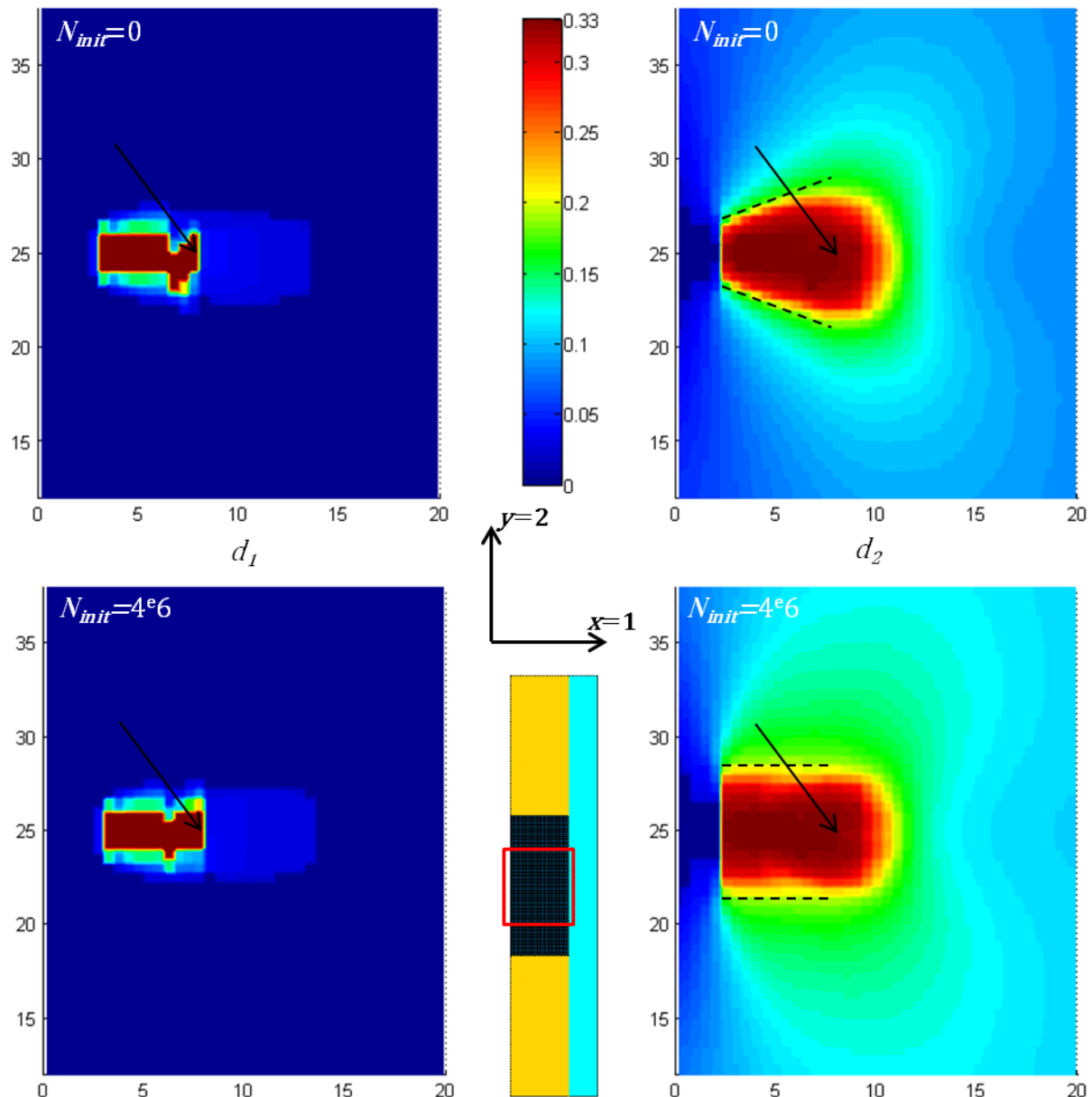


Figure V.10 – Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface sur des éprouvettes $[0/90]_2$ pour 2 nombres de cycles d'initiation. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.

Les lois d'endommagement implémentées (présentées en 4.4.1.4) peuvent être à l'origine de cette faiblesse de la modélisation. Sur la Figure IV.36 le principe de calcul de l'endommagement est représenté, et on constate qu'au-delà d'une certaine déformation (autour de 0,01), un endommagement important ($>0,2$) est rapidement atteint pour un nombre de cycles limité ($<10^4$ cycles).

On rappelle que l'endommagement $D(N+\Delta N)$ est calculé à partir de $D(N)$ incrémenté d'une valeur déterminée par la loi d'endommagement (voir 4.4.1.6). En particulier pour des déformations élevées, la Figure IV.36 montre qu'un endommagement préalable faible ($D(N) <$

0,1) n'a aucune influence sur $D(N+\Delta N)$. Cela signifie que quel que soit le temps d'initiation, tant que l'endommagement engendré est faible, il n'aura que peu d'influence sur l'état d'endommagement au voisinage de la pointe de coupure, donc sur le champ de déformation en pointe de coupure, et donc sur la vitesse de propagation.

Le temps d'initiation induit des variables d'endommagement qui dépendent de la déformation au cours des pas de temps précédant la rupture de la première mèche (pour $T=1$). Dans les premiers millimètres, celle-ci est importante, et l'endommagement d'initiation conséquent. Au-delà, la déformation est faible et l'endommagement reste limité quel que soit le nombre de cycles d'initiation.

Sur le champ d_2 de la Figure V.10 sont tracées les limites de la zone d'endommagement supérieur à 0,2. L'effet du temps d'initiation est visible pour les 5 premiers millimètres de propagation environ. Au-delà l'endommagement est aussi étendu avec ou sans temps d'initiation.

5.2.1.3. Discussion

La modélisation présentée donne de bons résultats sur deux géométries différentes d'éprouvette $[0/90]_n$. La direction de propagation horizontale est retrouvée et les zones d'endommagement obtenues sont comparables à celles observées expérimentalement. On retrouve à la fois l'allure des vitesses de propagation obtenues expérimentalement, mais également l'ordre de grandeur.

Le seul bémol concerne l'influence du temps d'initiation sur la vitesse de propagation, qui n'est pas reproduite. Elle semble traduire une faiblesse dans la prise en compte de l'endommagement.

On rappelle que la loi d'évolution de l'endommagement suppose que celui-ci est indépendant du chemin suivi (méthode de Van Paepegem *et al.* [VanPaepegem02b]). Cette hypothèse devrait être vérifiée et étudiée en réalisant une étude expérimentale de fatigue sous chargements à amplitudes variables.

5.2.2. Cas du drapage $[\pm 45]_2$

Comme pour les drapages $[0/90]_n$, les essais ont été menés sur deux géométries d'éprouvettes de drapage $[\pm 45]_2$ présentées Figure V.11. La principale différence par rapport à la géométrie de la configuration précédente porte sur l'ajout d'un arêtier en aval de la coupure.

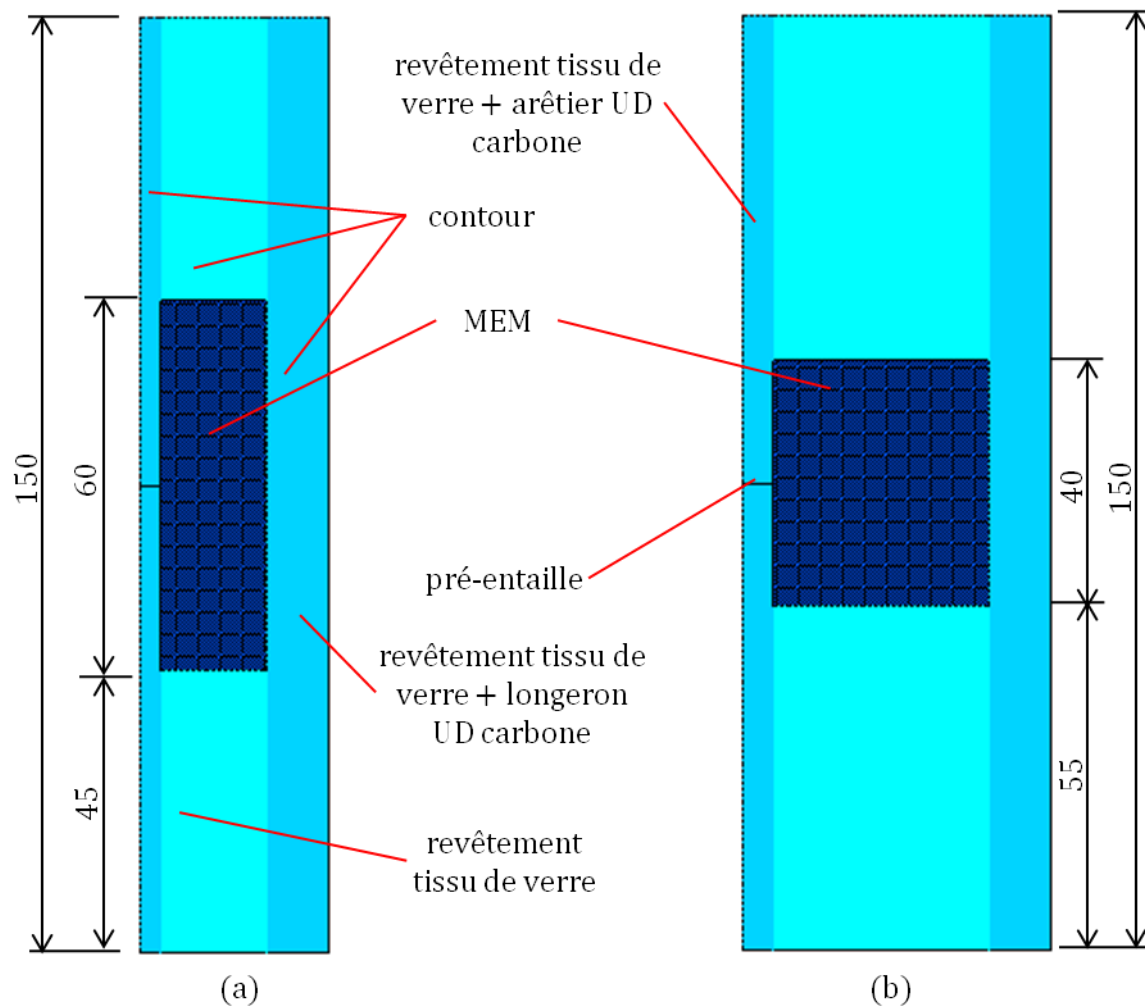


Figure V.11 – Maillages utilisés pour la simulation des essais de propagation en traction sur des drapages $[\pm 45]_2$. (a), éprouvette de largeur 30 mm, (b), éprouvette de largeur 50 mm.

La Figure V.12 présente le faciès de rupture à la fin des deux simulations, par l’affichage des éléments de rupture. Ceux qui ont rompu présentent une surface non nulle et marquent le chemin de la coupure qui se propage dans l’axe de la pré-entaille pour ce drapage. Sur $[\pm 45]_2$ on ne bénéficie plus de l’effet « fermeture éclair » décrit en 5.2.1.1 des mèches horizontales qui permettent de guider la propagation, cette direction est donc plus délicate à obtenir numériquement.

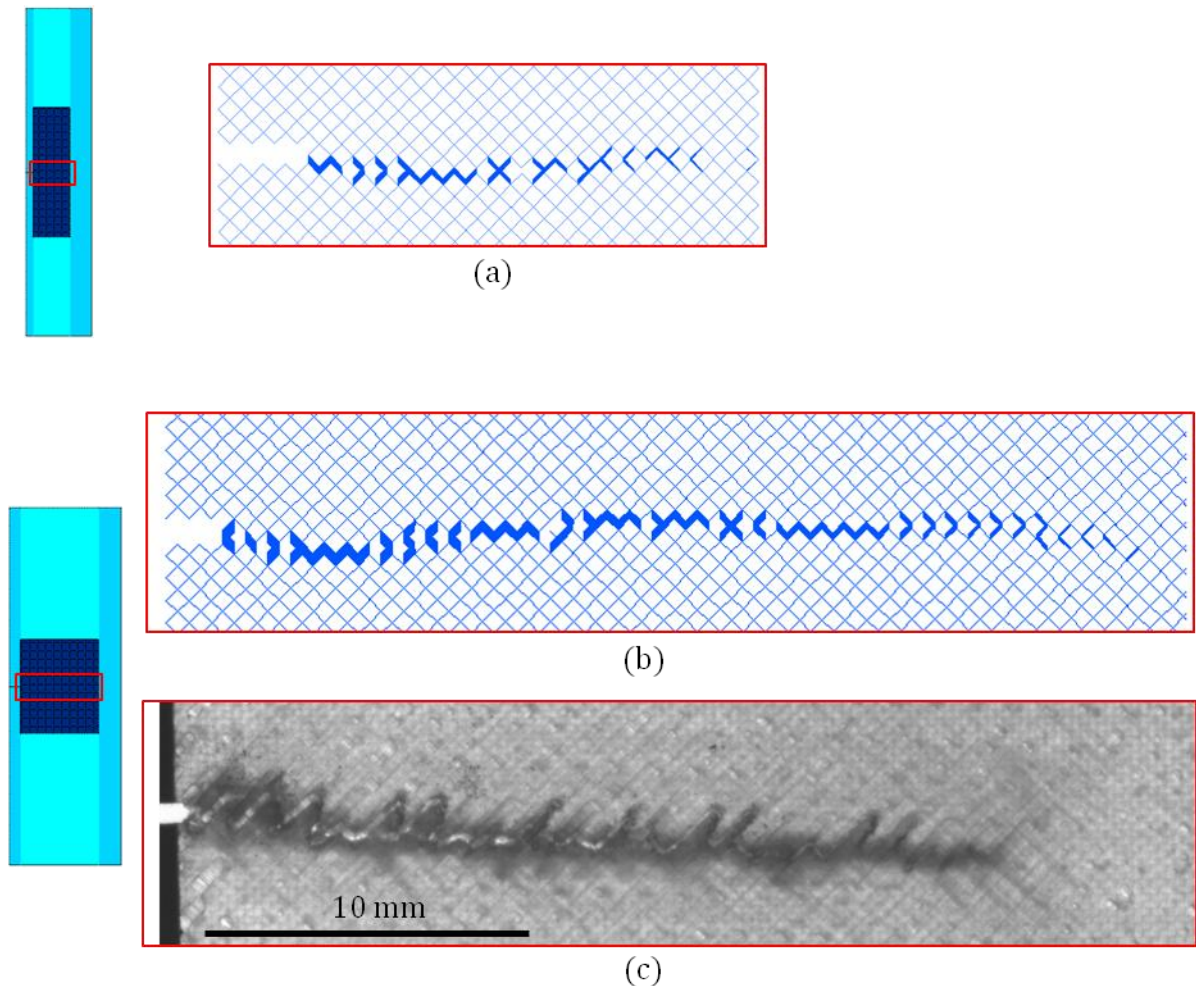


Figure V.12 - Visualisation des éléments de rupture à l'issue de la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm (a) et 50 mm (b), et comparaison avec le faciès de rupture d'une éprouvette de largeur 50 mm (c).

Les champs de variables d'endommagement selon les axes d'orthotropie sont représentés sur la Figure V.13 pour la configuration de largeur 30 mm. Une zone très endommagée d'environ 2 à 3 mm est observée de part et d'autre des lèvres de la coupure. En amont, elle s'étend sur 3 à 4 mm. Sur éprouvette de largeur 50 mm, ces champs présentent une allure similaire. L'endommagement peut être comparé avec les images expérimentales (Figure V.14), sur lesquelles l'étendue de l'endommagement est marquée, jusqu'à 5 mm de part et d'autre de la coupure.

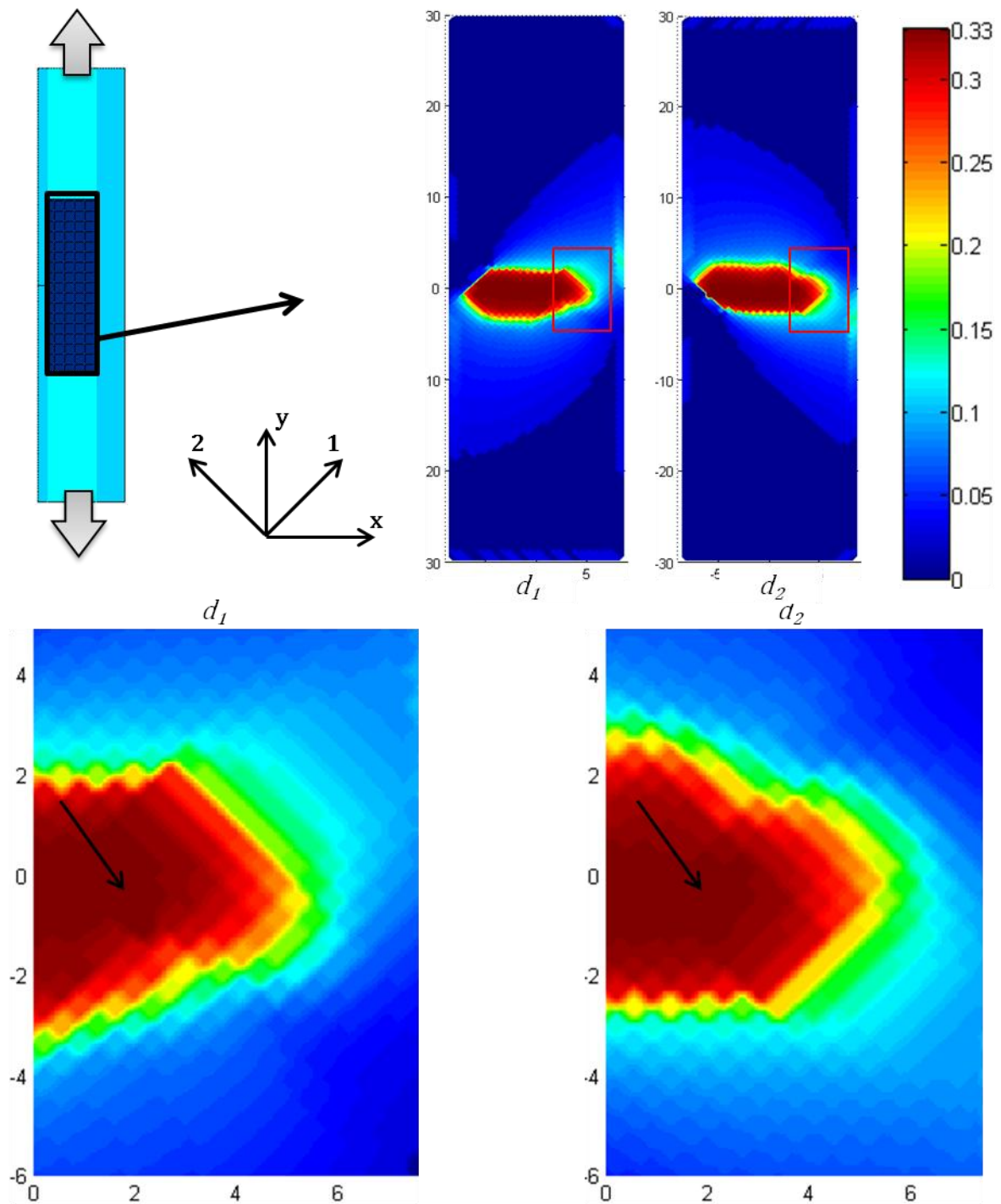


Figure V.13 – Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation d'environ 10 mm sur une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la pointe de coupure.

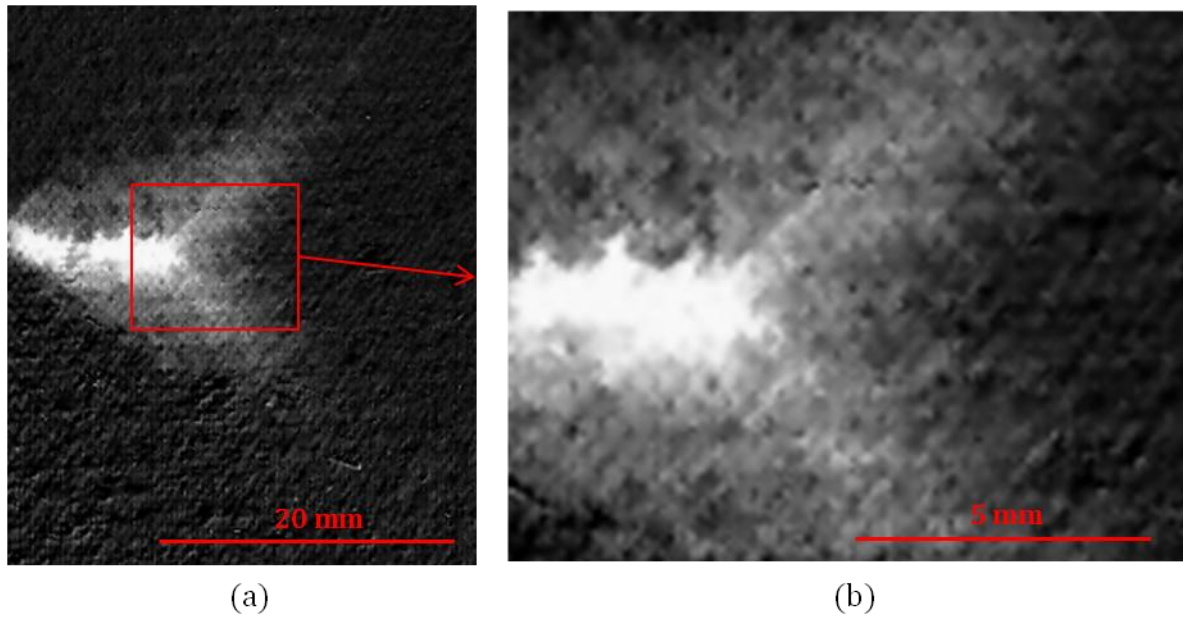


Figure V.14 – Clichés obtenus par soustraction d’images de la propagation en traction sur une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm après environ 10 mm de propagation.

Le champ de déformation longitudinale dans les deux directions de renforts est tracé Figure V.15. La concentration de contraintes (ou de déformations) dans les deux maillages est orientée à 45° . Elle est localisée sur une zone plus restreinte que pour le cas $[0/90]_n$, ce qui est confirmé sur les agrandissements de la Figure V.16.

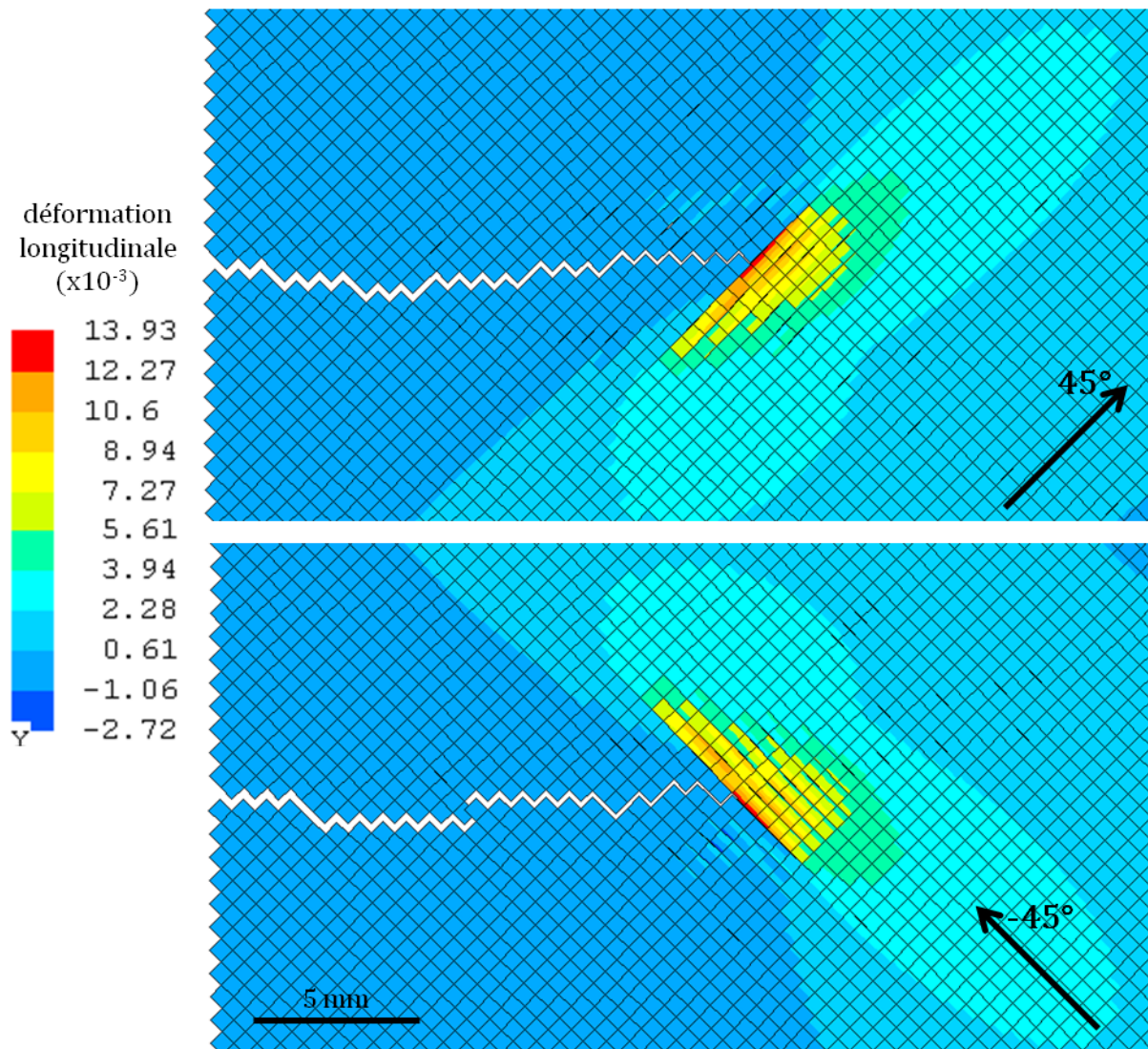


Figure V.15 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à +45° et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm (déformée x1).

Les images Figure V.16a-b illustrent le glissement des mèches, les unes par rapport aux autres, rendu possible par la modélisation semi-discrète de l'endommagement par éléments d'interface dégradables. Les mèches de pointe de coupure présentent un champ de flexion important dans la largeur. Une flexion importante s'ajoute à la traction. La Figure V.16c met l'accent sur l'une des mèches de pointe de coupure, qui suit une double courbure. Manifestement, si une telle déformée était imposée dans la réalité, la mèche en pointe de coupure s'endommagerait (décohésion fibre/matrice, fissuration matricielle) de sorte à atténuer cette flexion.

Le comportement d'une mèche en flexion semble donc mal représenté par une rangée de quadrangles de degré 1, en particulier parce que les mèches sont elliptiques, ondulent et pivotent autour de leur axe (Figure II.19). Il faudrait alors modifier les coefficients élastiques des éléments surfaciques pour prendre en compte la géométrie des mèches, ou recourir à des éléments de type poutre de manière à mieux représenter la flexion de la mèche.

Comme il est délicat d'estimer l'endommagement d'une mèche en flexion, nous avons considéré qu'une flexion trop importante endommagerait la mèche et que la déformation maximale n'était pas représentative de la réalité. Dans la pratique, la déformation de traction semble plus représentative de la réalité et a donc été prise en compte pour le calcul de la vitesse de propagation (voir 4.5.2).

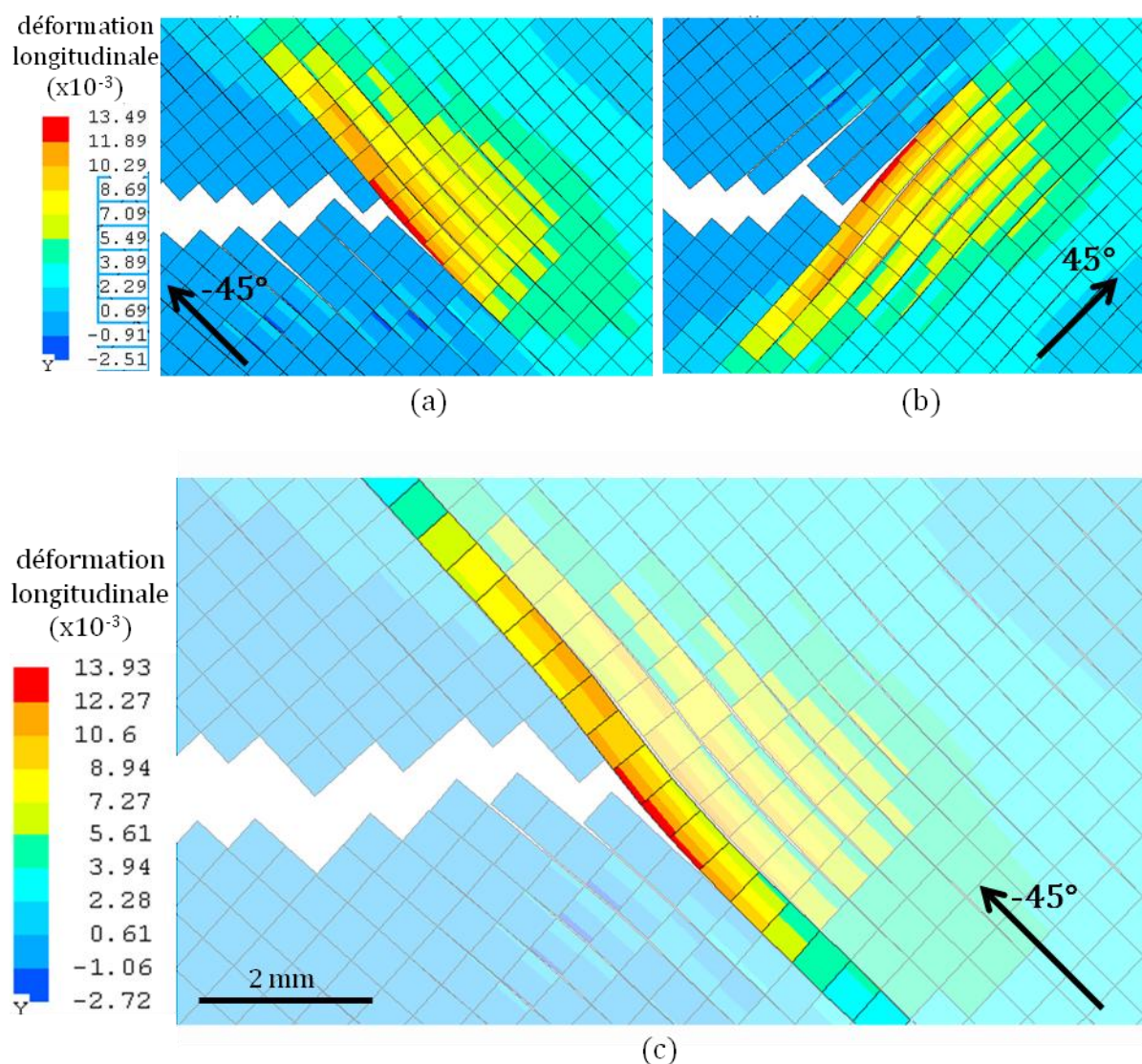


Figure V.16 – Champ de déformation longitudinale pour des éprouvettes $[\pm 45]_2$. (a) et (b) : pour largeur 30 mm après environ 10 mm de propagation. (c), double courbure des mèches en front de fissure (éprouvette largeur 50 mm) après 30 mm de propagation environ (déformée $\times 3$).

Ces résultats de vitesse de propagation sont comparés aux résultats expérimentaux sur les Figure V.17 et Figure V.18.

La vitesse est bien reproduite dans le cas 50 mm. La décroissance est certes moins marquée dans la simulation mais la vitesse moyenne de propagation est bien retrouvée. L'allure présente quelques oscillations. Par contre, pour l'éprouvette de largeur 30 mm, la vitesse de propagation est surestimée par la modélisation d'un facteur 5 environ.

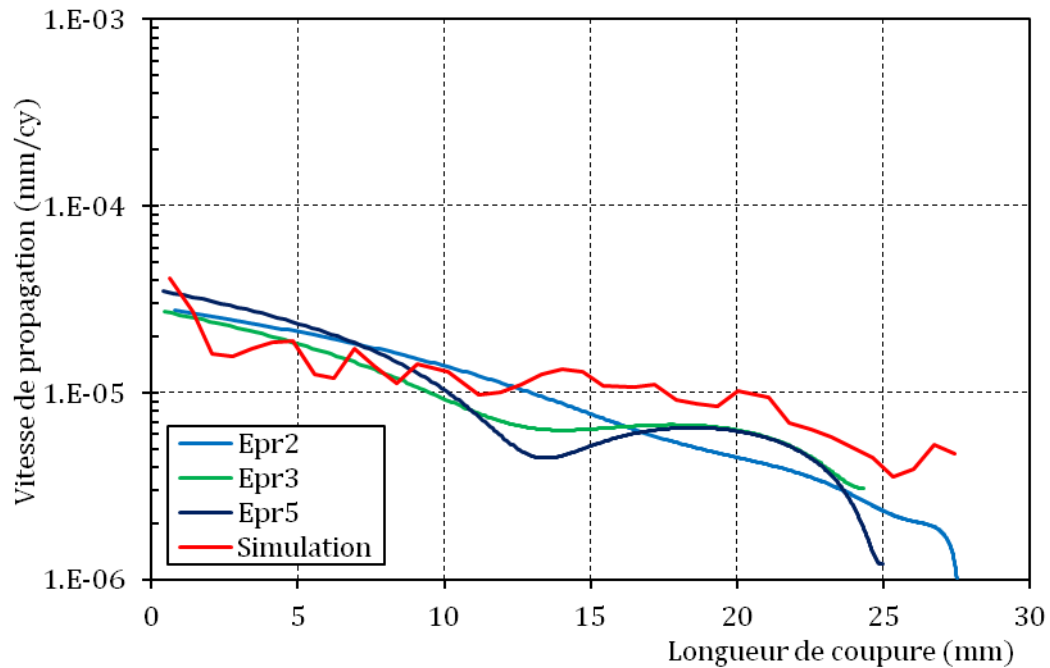


Figure V.17 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour trois éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm et pour la simulation correspondante.

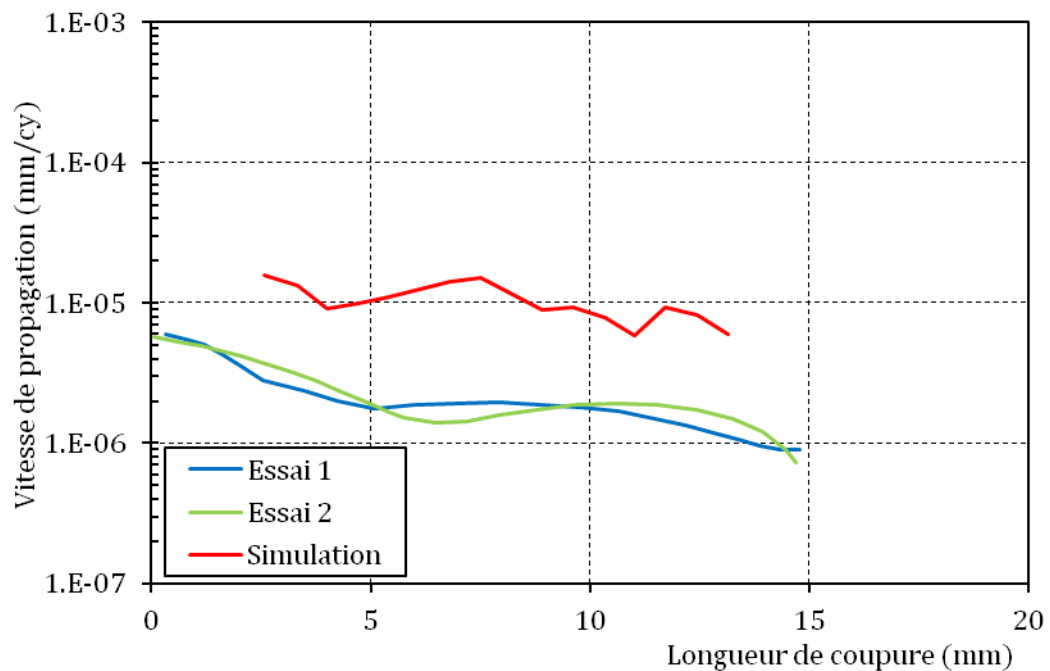


Figure V.18 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour trois éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm et pour la simulation correspondante.

L'étude plus précise des éprouvettes fournit un élément d'explication de cette différence quantitative importante entre les configurations. En effet, les plis utilisés pour les éprouvettes de 30 mm et 50 mm, n'ont pas été découpés selon la même orientation. Par polissage post-mortem, on aperçoit que les 3 éprouvettes de largeur 50 mm ont été drapées avec des plis à $+45^\circ$ (Figure V.19b) et présentent donc des points de tissages orientés selon l'axe de la pré-entaille.

Par contre les 2 éprouvettes de largeur 30 mm ont été drapées avec des plis à -45° et présentent donc un alignement des points de tissage selon un axe incliné de 26° par rapport à l'horizontale (Figure V.19a). Dans la section 3.4.4, une différence significative dans la vitesse de propagation pour des drapages quasi-isotropes a été observée suivant l'orientation des plis à $\pm 45^\circ$. En particulier, les drapages contenant des plis à -45° présentant un axe des points de tissages à 26° par rapport à la pré-entaille ont donné des vitesses de propagation environ 5 fois plus lentes que lorsque ces plis sont orientés à $+45^\circ$. Ces conclusions ne sont pas définitives de par le nombre d'essais limité, et ne sont pas forcément transposable en l'état sur drapage $[\pm 45]_2$, mais pourraient expliquer la différence essai/calcul sur largeur 30 mm (Figure V.18).

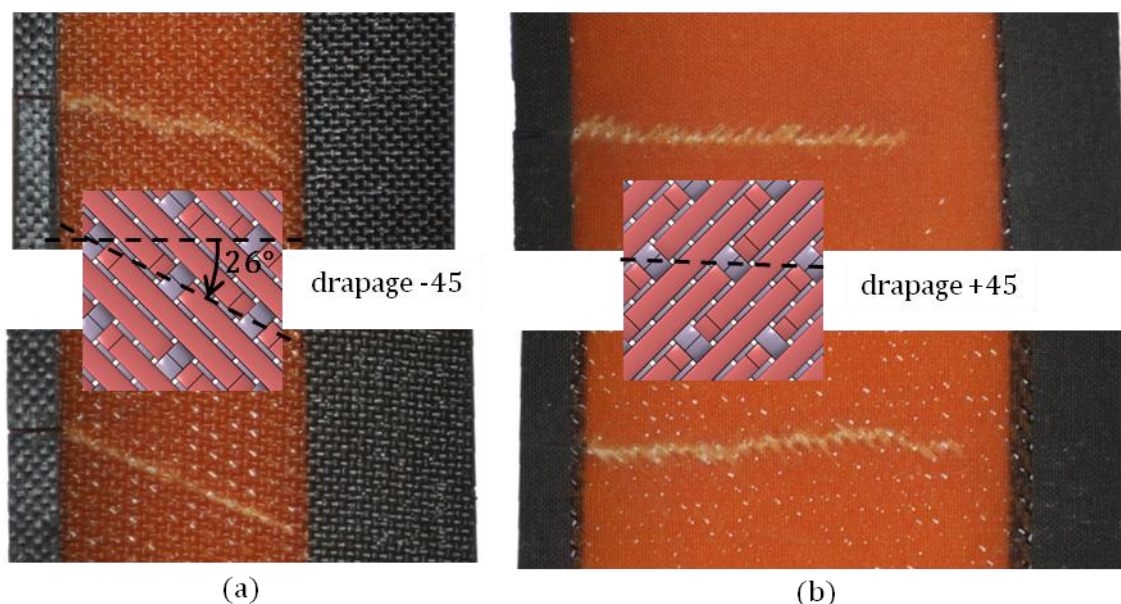


Figure V.19 – Faciès de rupture des éprouvettes de drapages $[\pm 45]_2$. (a) : largeur 30 mm, (b), largeur 50 mm.

L'angle de 26° dans le cas 30 mm ne peut pas être obtenu par modélisation puisqu'il découle du motif de tissage qui n'est pas reproduit. On peut donc considérer que la direction de propagation horizontale obtenue numériquement est cohérente avec les essais même pour la largeur 30 mm.

5.2.3. Cas du drapage $[0;45]_s$

Les essais correspondant à ce cas sont décrits en 3.4.4. La géométrie de l'éprouvette de traction $[0;45]_s$ est identique à celle de drapage $[0/90]_n$ (Figure V.2b), avec la spécificité que la zone MEM comporte des mèches dans les directions 0° , 90° , 45° et -45° , et que les maillages $0/90$ et ± 45 sont liés par des éléments d'interface décrits en 4.6. La Figure V.20 montre le déplacement selon l'axe y pour deux orientations de mèche, permettant de révéler le lieu de la rupture. Celle-ci s'est propagée tant dans le pli $0/90$ que dans le pli ± 45 . Bien que pour les simulations sur $[0/90]_n$ et $[\pm 45]_2$ la coupure se soit propagée horizontalement, elle emprunte un angle entre 12 et 15° pour le cas $[0;45]_s$ des deux maillages assemblés.

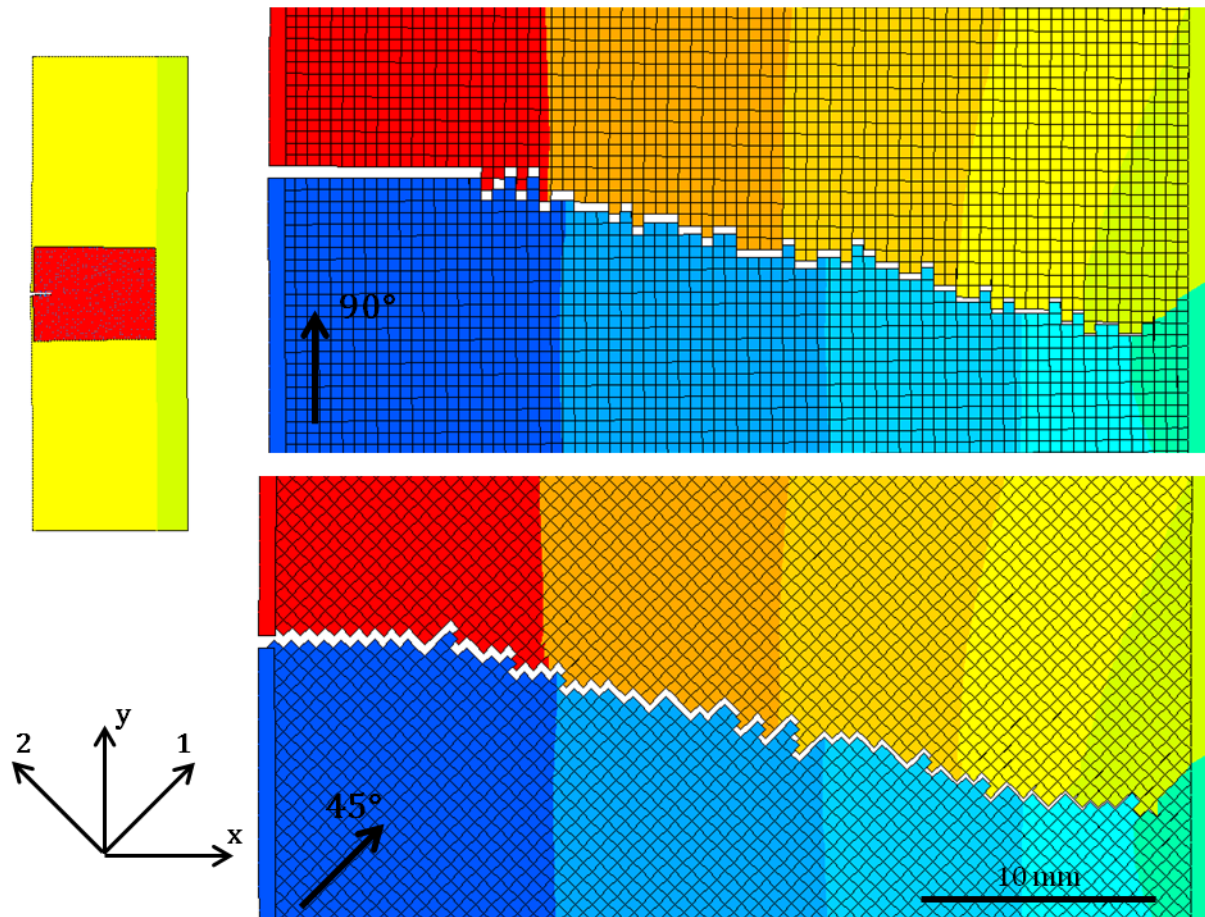


Figure V.20 – Faciès de rupture en fin de simulation de la propagation en traction sur une éprouvette $[0;45]_s$, mis en évidence par le champ de déplacement selon l'axe y pour les mèches à 90° et à 45° .

Les éléments d'interface à 8 nœuds liant les deux maillages sont représentés en bleu Figure V.21 superposés au maillage $0/90$ (a), et au maillage ± 45 (b). Cette figure permet de constater la géométrie singulière des éléments d'interface et leur distribution spatiale irrégulière de par la manière dont ils sont adaptés aux deux maillages. Ces orientations peuvent avoir créé les conditions d'un décalage de la direction de propagation par rapport à l'horizontale.

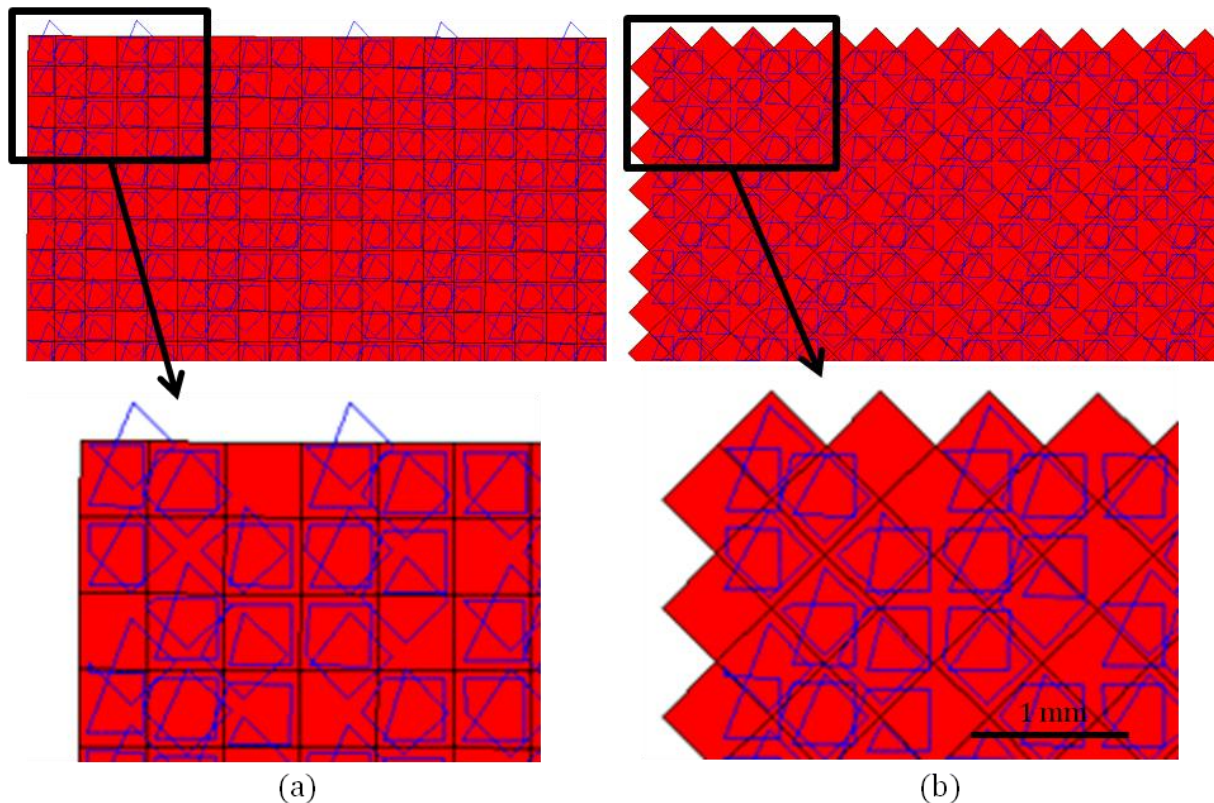


Figure V.21 – (a), maillage non déformé à 0/90 et éléments d'interface 0-45, (b), maillage non déformé à ± 45 avec les mêmes éléments d'interface 0-45.

Comme précisé plus haut, ce maillage résulte de la superposition de mèches dans 4 directions, ce qui complique l'interprétation des résultats. Sur la Figure V.22 sont reportés les champs de déformation dans les 4 maillages pour une longueur de coupure d'environ 15 mm. La coupure traverse chaque direction de maillage exceptée la direction 0° (a). Bien qu'elle se propage selon un angle constant avec l'axe horizontal (x), les mèches orientées à 0° ne sont pas rompues. Elles présentent une double courbure avec des déformations faibles par rapport aux mèches des autres directions. Elles réalisent un pontage de la coupure sans reprendre d'efforts importants, sans doute relaxées par les dégradations des éléments d'interface. Elles n'ont pas l'effet de stabiliser la coupure dans l'axe de la pré-entaille, comme cela a été constaté sur le cas $[0/90]_n$.

Les déformations des mèches en pointe d'entaille sont plus importantes pour ce drapage avec des valeurs dépassant 0,02. Enfin la zone de surcontrainte est plus tourmentée que pour les simulations à une seule direction de maillage.

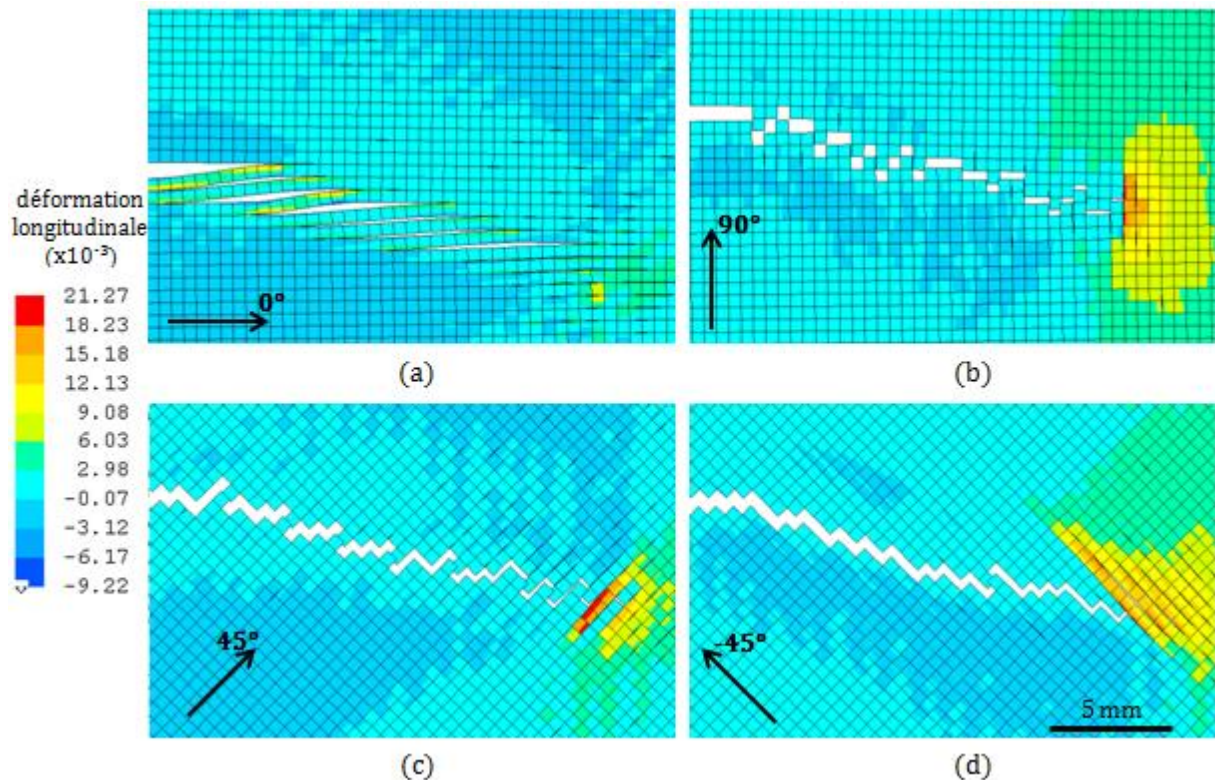


Figure V.22 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0°, 90°, 45° et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette [0/45]_s de largeur 50 mm, et après une propagation d'environ 15 mm (déformée $\times 1$).

Concernant les interfaces 0/90 et +45/-45, ce maillage met en jeu des raideurs dans 4 directions. Les cartes d'endommagement sont représentées Figure V.23. Les variables d_1 et d_2 ont été calculées à partir des raideurs des éléments d'interface entre les directions 0 et 90, tandis que $d_{1,45}$ et $d_{2,45}$ correspondent à l'endommagement entre les directions +45 et -45.

Sur les différentes cartes on retrouve l'aspect général observé pour les essais de propagation sur les autres drapages avec une zone d'endommagement qui s'étend sur quelques millimètres autour de la coupure. La direction 2, celle de la traction, présente un gradient d'endommagement plus important ; l'endommagement selon « 45_2 » semble plus important que selon « 45_1 » malgré une direction de propagation qui s'oriente plutôt perpendiculairement à l'axe 45_1.

Autour de cette zone proche de la coupure, la zone faiblement endommagée présente des irrégularités, sur des zones allongées dont la largeur est celle des mèches et ce pour toutes les directions. La répartition inhomogène des éléments d'interface 0-45 est sans doute à l'origine de ce bruitage de l'endommagement. Tant que celui-ci reste faible et éloigné de la zone de propagation, on peut penser que son influence sur le résultat reste limitée.

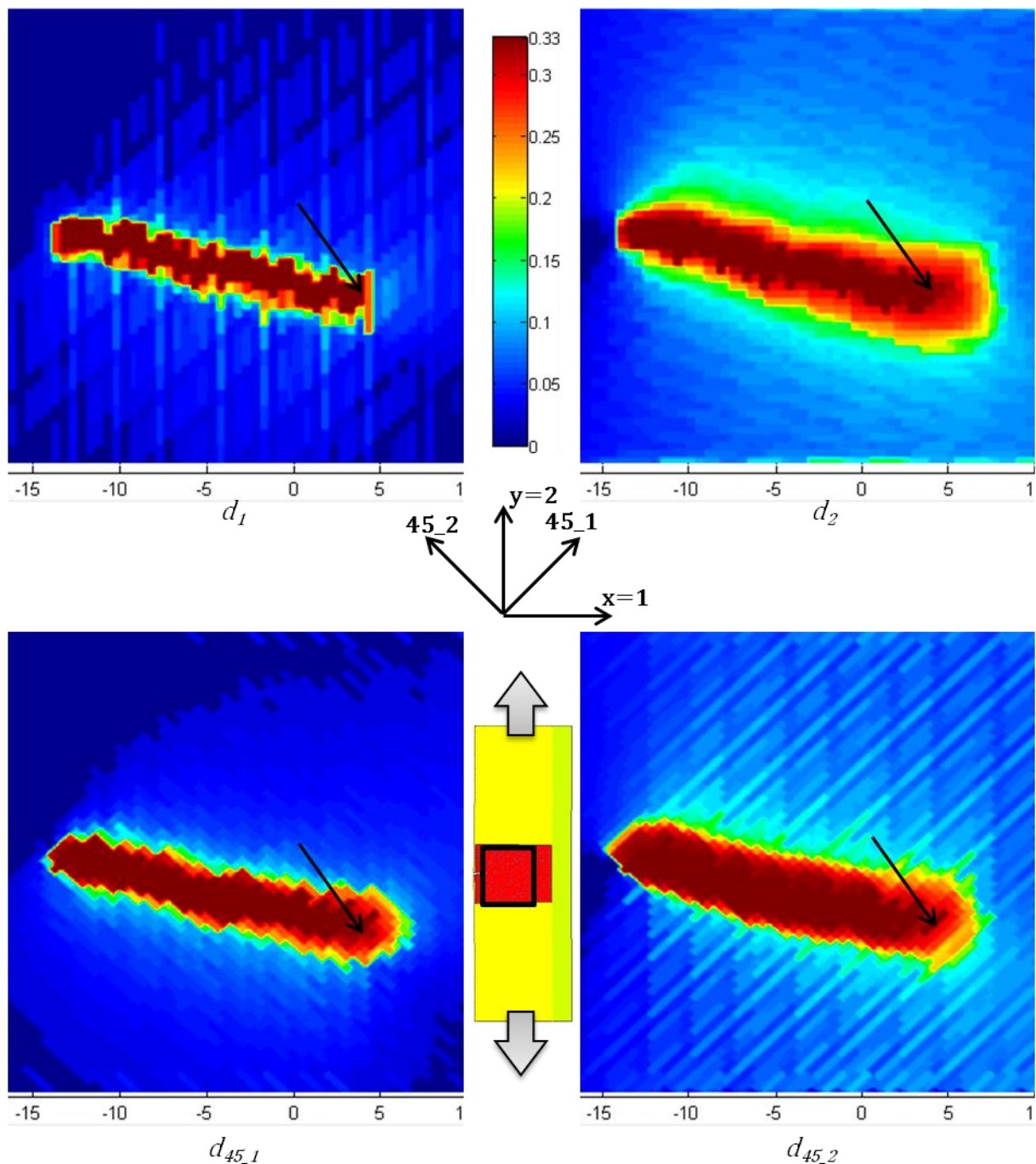


Figure V.23 – Champ des variables d'endommagement dans les directions des repères d'orthotropie des plis 0/90 et ± 45 calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation d'environ 15 mm sur une éprouvette $[0;45]_s$. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.

Enfin, le dépouillement de la vitesse de propagation donne la courbe en rouge Figure V.24. Le comportement général est bien reproduit, mais l'évolution de la vitesse est très saccadée avec des vitesses élevées par rapport aux résultats expérimentaux. On rappelle que les résultats expérimentaux (voir Figure III.26 et Figure III.29) ont présenté deux types de comportement donnant des propagations horizontales dans deux cas ($[45;0]_s-2$, et $[0;45]_s-2$), et inclinées dans les deux autres ($[45;0]_s-1$, et $[0;45]_s-1$) avec une propagation plus lente d'un rapport 5 environ.

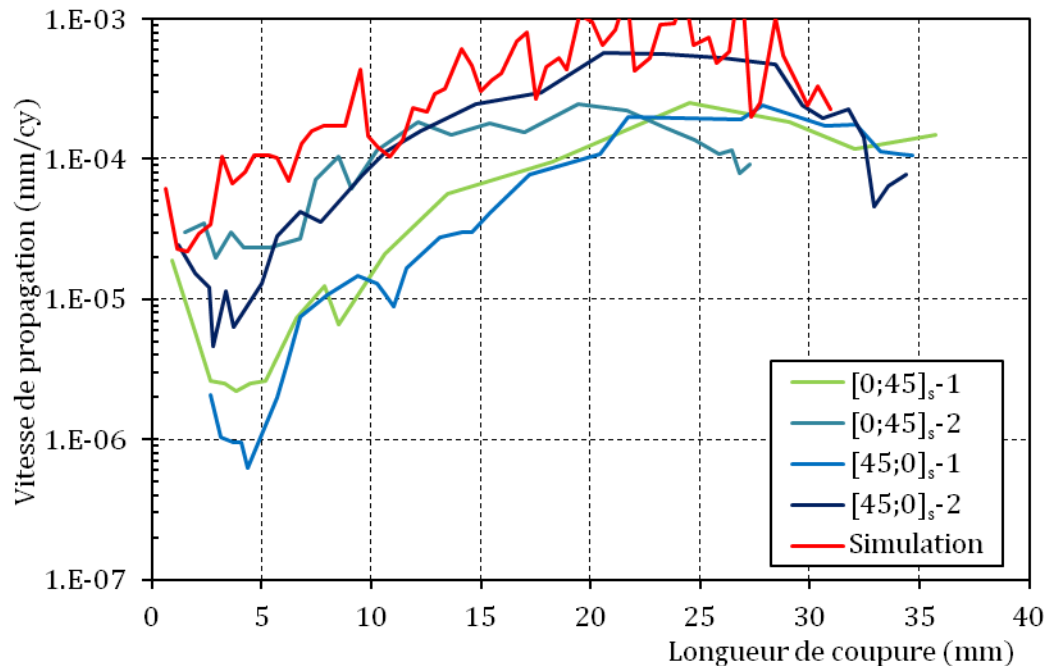


Figure V.24 - Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour quatre éprouvettes $[0;45]_s$ et pour la simulation correspondante.

L'inclinaison obtenue par modèle n'est pas naturelle car le motif de tissage n'est pas pris en compte. Elle ne peut pas être rapprochée de celle que l'on obtient expérimentalement. La prise en compte de ce motif est discutée en fin de chapitre.

5.3. Essais de propagation en cisaillement

La modélisation a également été éprouvée en cisaillement, pour 2 drapages, et 2 paramètres géométriques b/w différents. Le chargement équivalent à une distorsion angulaire γ de 12.10^{-3} a été imposé dans tous les cas.

5.3.1. Cas du drapage $[0/90]_4$

La Figure V.25 montre le maillage utilisé, avec un rapport b/w de 0,5, pour modéliser les essais présentés en 3.5.2.2. Le maillage MEM représente ici une petite partie de l'éprouvette, le reste du maillage constituant le contour.

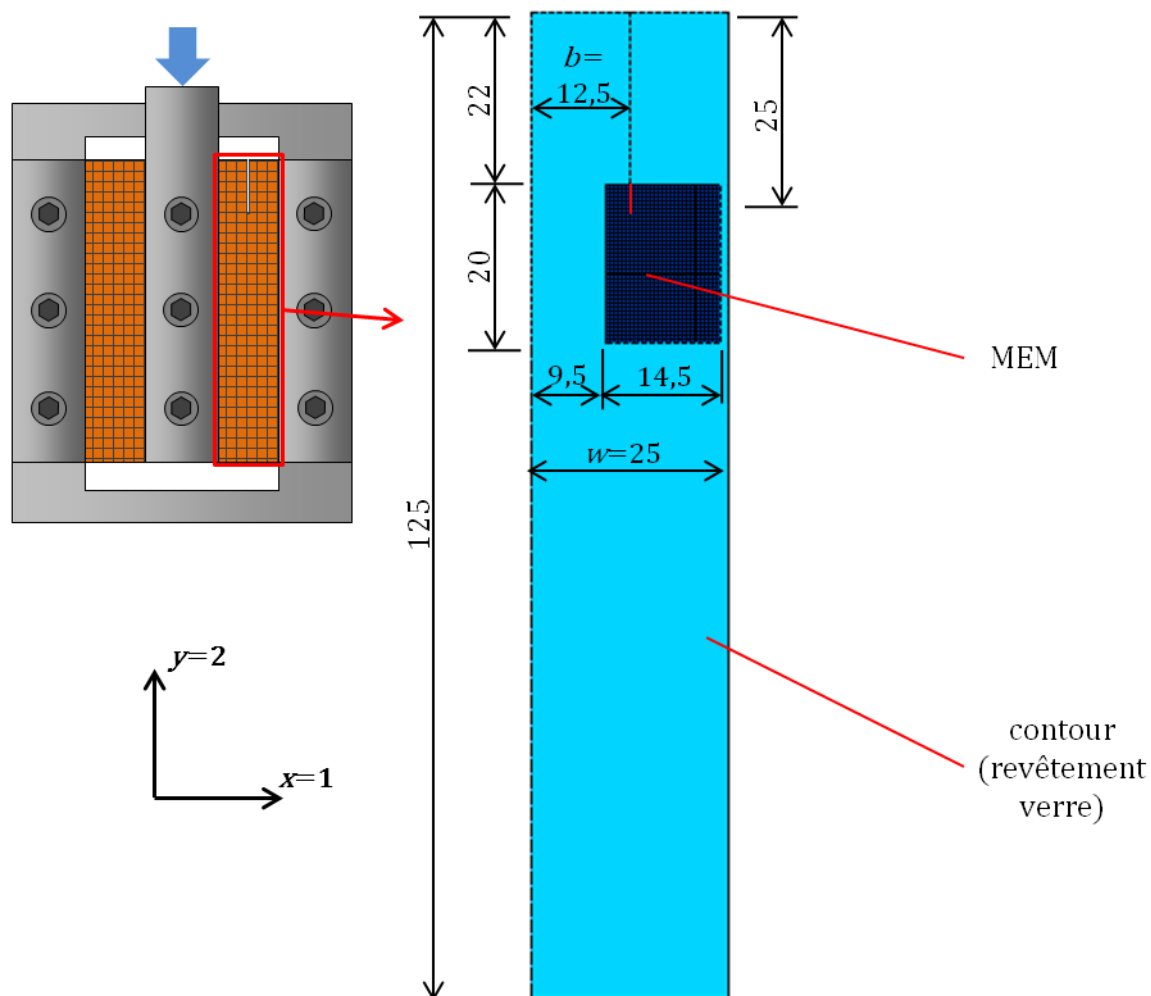


Figure V.25 – Maillage utilisé pour la simulation des essais de propagation en cisaillement sur des drapages $[0/90]_4$. La pointe de pré-entaille sur le maillage MEM a été repassée en rouge.

Cette simulation a été menée jusqu'au pas de temps $T_{max} = 30$. En fin d'essai, le faciès de rupture obtenu numériquement est présenté Figure V.26b sous forme de champ de déplacement selon l'axe y . L'évolution de la coupure se fait selon une direction cohérente avec celle obtenue expérimentalement (a).

Plus précisément la Figure V.26d montre un quadrillage spatial schématisant le maillage MEM, où les numéros marquent les éléments ayant rompu et le pas de temps T de leur rupture. Le centre d'un segment horizontal (resp. vertical) représenté en bleu (resp. rouge) correspond à la rupture d'une mèche verticale (resp. horizontale). On peut ainsi suivre l'évolution de la coupure par l'ordre dans lequel les mèches ont rompu.

On remarque alors que sur les 15 premières ruptures, une seule (n°9) concerne une mèche horizontale. La coupure se propage ainsi d'abord dans le maillage vertical avant de se propager dans les mèches horizontales.

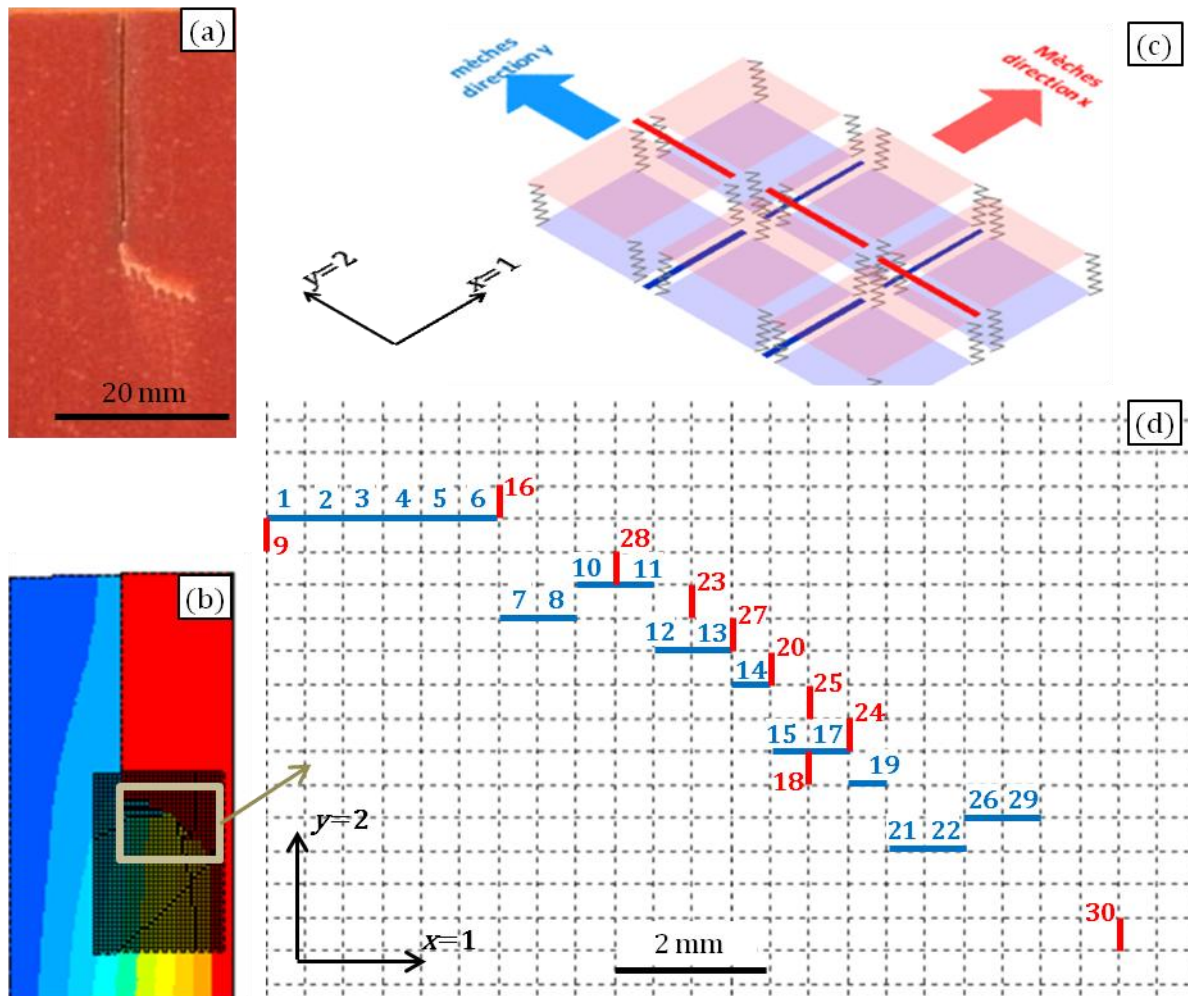


Figure V.26 – (a), faciès de rupture en fin d'essai (b), faciès de rupture de la simulation correspondante, (c) rappel du maillage d'un pli 0/90 mettant en évidence les éléments de rupture, (d), évolution du faciès de rupture en cours de simulation par numérotation des éléments de rupture rompus. Les éléments de rupture bleus (rouges) correspondent à des rupture de mèches verticales (horizontales).

La déformée après 15 ruptures de mèches est montrée Figure V.27. Une seule mèche à 0° a rompu, les autres présentent une double inflexion, dans une zone vraisemblablement très endommagée puisque les glissements constatés entre les mèches sont très importants.

Cette déformée n'est pas physiquement acceptable. Lorsque la coupure se propage dans le tissu, elle coupe des mèches dans les deux directions. On retrouve ici la déformée des mèches constatée en traction sur drapage quasi-isotrope. Elle semble mettre en évidence une lacune dans le critère de rupture utilisé puisque certaines mèches sont fortement chargées en flexion sans rompre. En effet, le critère de rupture porte sur la déformation aux points de Gauss et non sur la déformation extrapolée aux nœuds. Une partie seulement de la flexion est prise en compte (voir 4.5.2). La Figure V.26d montre que ces mèches horizontales finissent par rompre dans un second temps (n° 20, 23-25, 27-28 notamment).

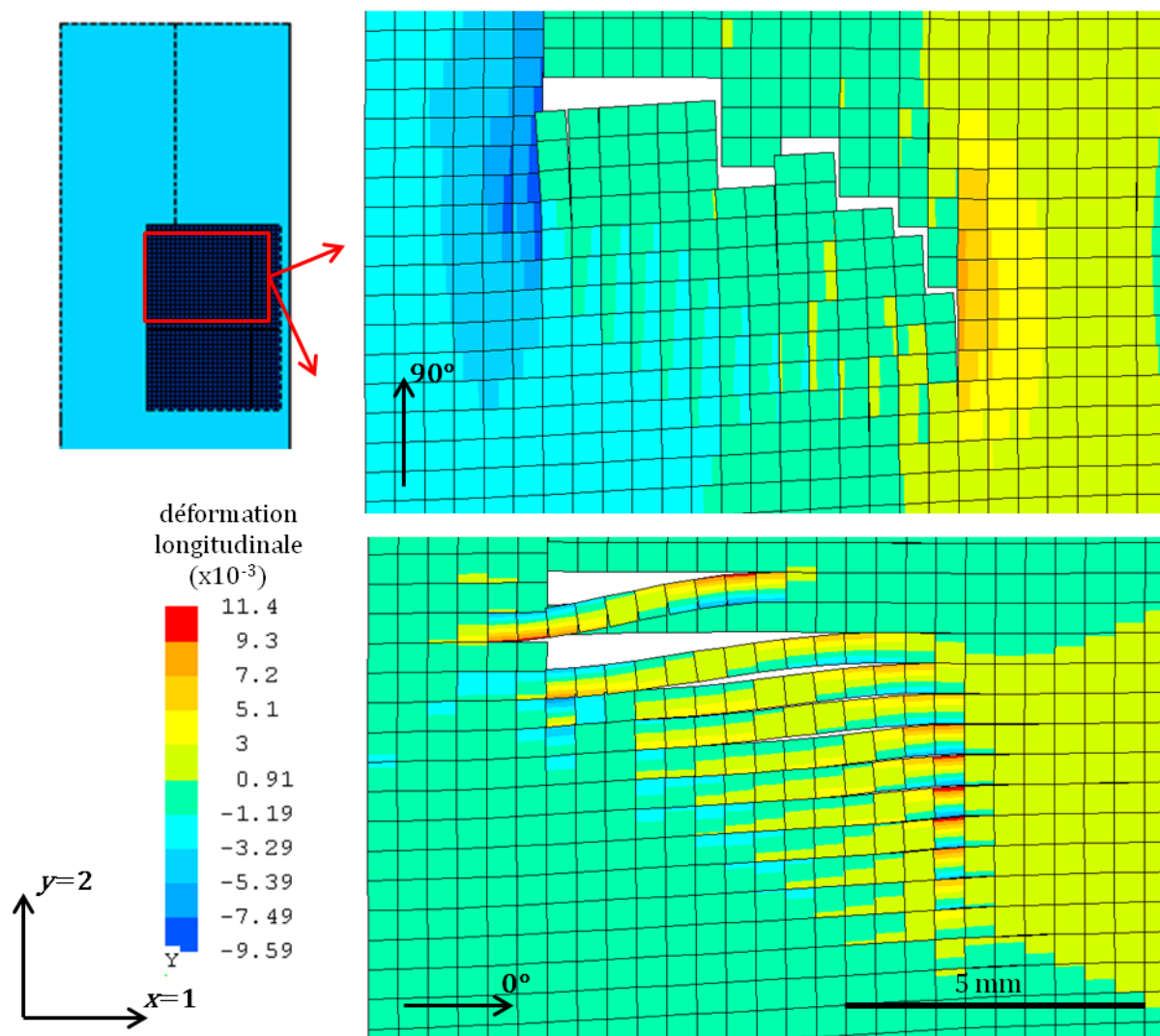


Figure V.27 – Visualisation du champ de déformation longitudinale au pas de temps T correspondant à 15 ruptures de mèches (déformée $\times 3$).

Pour le calcul de la vitesse de propagation (Figure V.28), la pointe de coupure prise en compte est celle qui correspond à l'élément rompu le plus éloigné de la pré-entaille. L'allure décroissante est bien représentée par la simulation avec des vitesses plutôt basses par rapport aux essais. En fin d'essai, les vitesses simulées sont très faibles. Les mèches atteignant le critère de rupture présentent des déformations de flexion très importantes devant celles de traction. Le nombre de cycles à rupture étant piloté par la déformation de traction (voir 4.5.2), la simulation calcule un nombre de cycles très important, et donc une vitesse de propagation très faible.

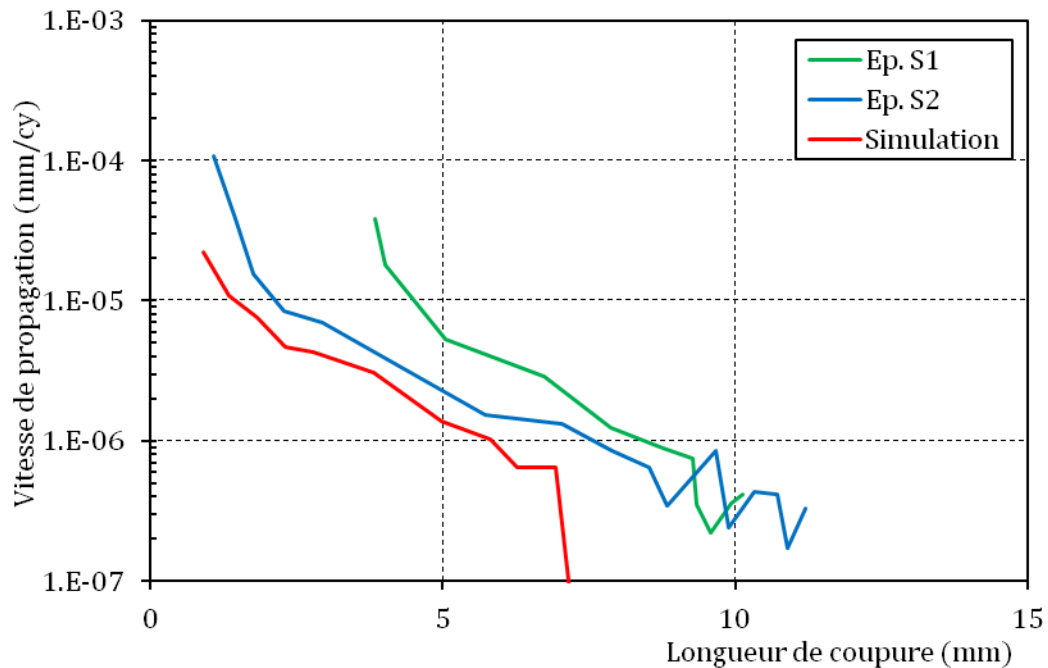


Figure V.28 - Evolution de la vitesse de propagation de coupure en cisaillement obtenue pour deux éprouvettes [0/90]₄ et pour la simulation correspondante.

Sur la Figure V.29, les variables d'endommagement d_1 et d_2 sont comparées à une soustraction d'images obtenue expérimentalement. L'image expérimentale révèle une importante zone d'endommagement sous la coupure. Dans la simulation, la zone d'endommagement apparente est plus étendue que celles obtenues pour les simulations sous chargement de traction. L'allure de la zone d'endommagement est approximativement représentée. Par rapport à l'essai, les « *subcracks* » observées découlant du motif de tissage ne sont bien sûr pas obtenues.

Pour la variable d'endommagement d_2 , une zone sous la coupure se dessine, avec une intensité moindre. Sa forme est similaire à la zone d'endommagement située sous la coupure de la vue expérimentale mais semble moins prononcée en simulation ($d_2 \sim 0,05$).

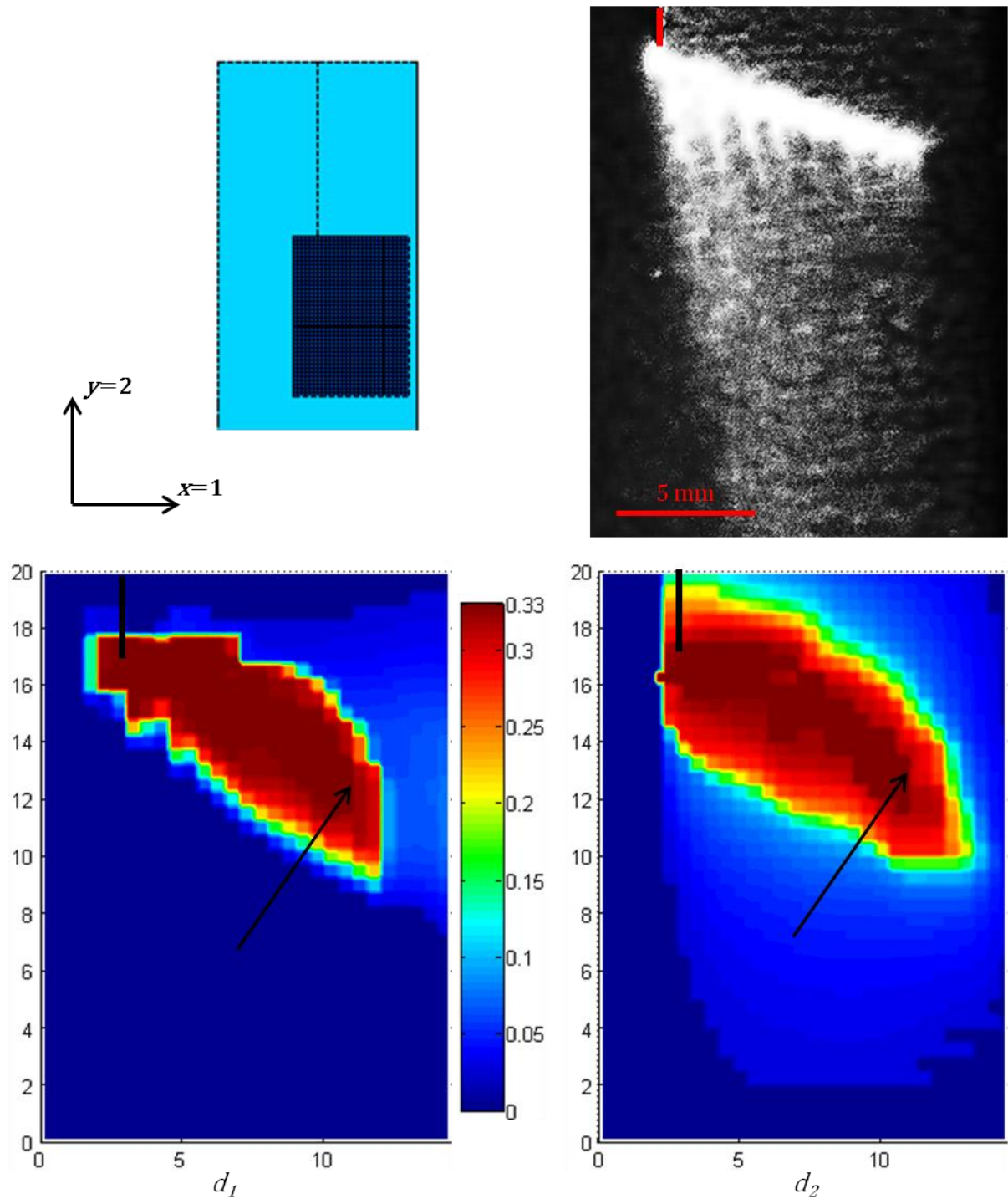


Figure V.29 - Comparaison des variables d'endommagement avec l'endommagement obtenu par soustraction d'images expérimentales. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.

5.3.2. Cas du drapage $[0;45]_s$

Cette dernière configuration se rapporte aux essais de la section 3.5.3. Le drapage est succinctement présenté en Figure V.30a. Il s'agit de l'essai le plus long réalisé avec un pas de temps maximal $T_{max} = 150$, pour une dizaine d'heures de calcul. La simulation donne une propagation selon un angle d'environ 45° par rapport à l'axe de la pré-entaille initiale (Figure V.30b). Expérimentalement, la direction varie avec l'avancée de la coupure et sous

l'influence du motif de tissage. Compte tenu de cet élément qui n'est pas représenté, la direction globale obtenue par modèle est satisfaisante.

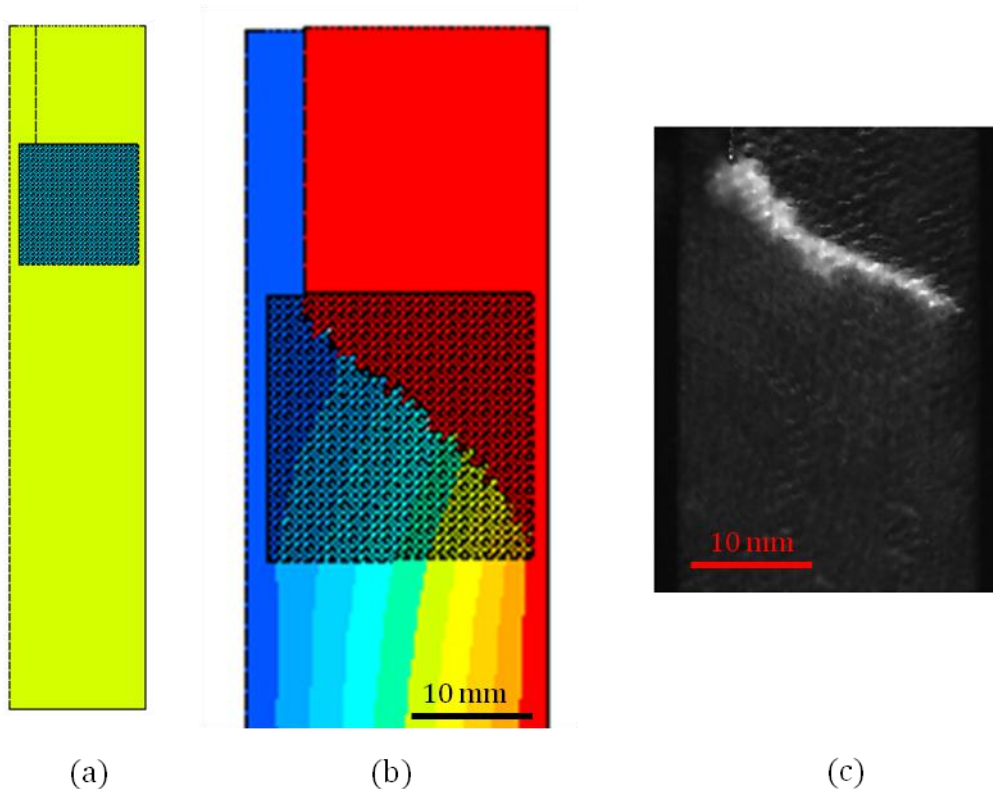


Figure V.30 – Simulation des essais de propagation en cisaillement sur des drapages $[0;45]_s$. (a), géométrie du maillage (b), déformée, (c), image expérimentale.

Cependant, on retrouve le même phénomène que sur les mèches à 0° du cisaillement $[0/90]_4$ (5.3.1). En Figure V.31 la déformée est reportée pour les 4 directions de mèches au pas de temps $T = 45$. A ce stade la coupure s'est propagée sur 10 à 15 mm en rompant des mèches à 90° et 45° , mais pas à 0° . Ces mèches présentent une double inflexion avec des déformations de traction faibles et de flexion importantes.

Globalement des déformations élevées ($>0,02$) sont obtenues tant pour ce pas de temps que pour d'autres. Cela se traduit par une vitesse de propagation rapide tracée en Figure V.32, qui apparaît éloignée des résultats expérimentaux.

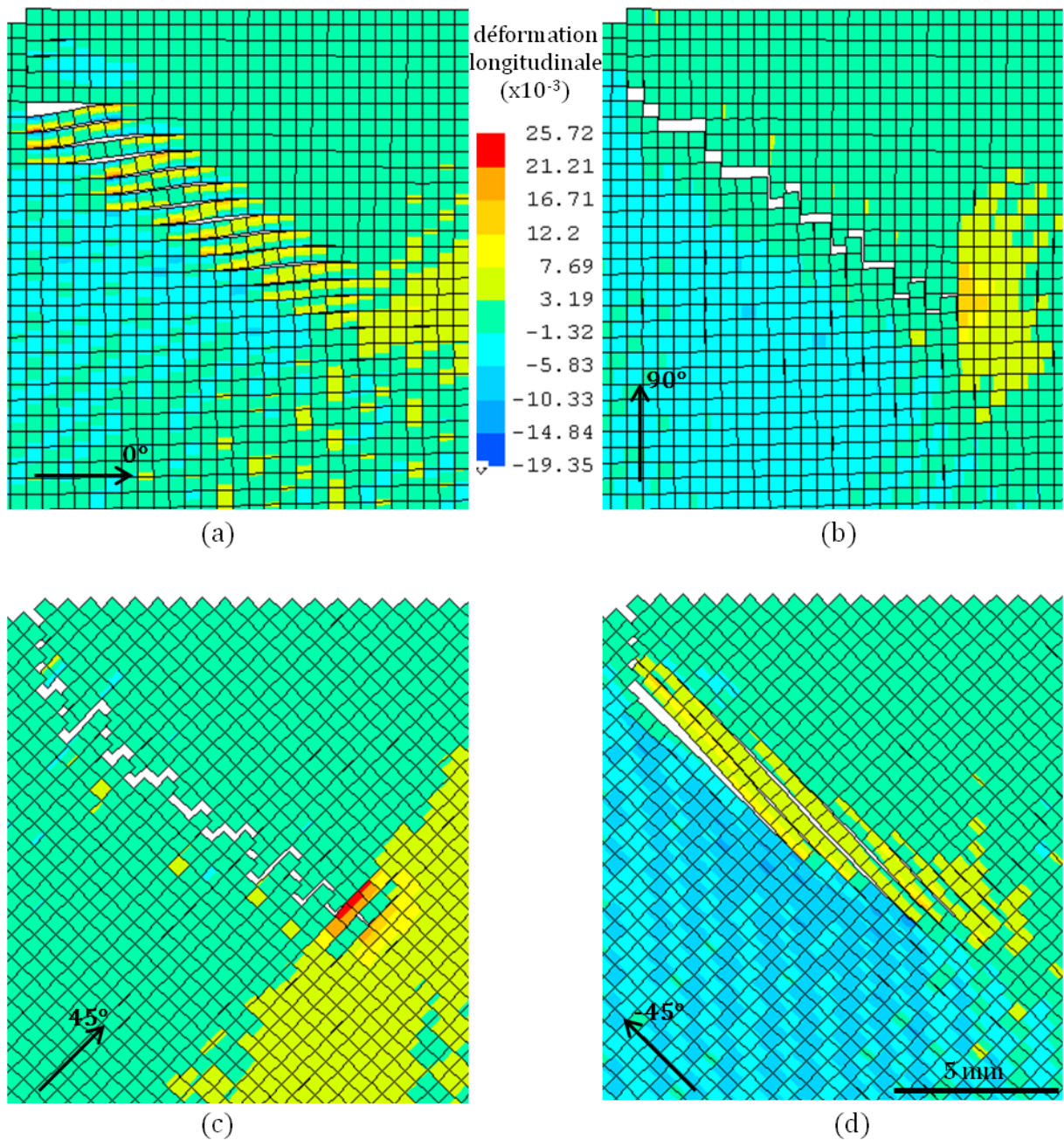


Figure V.31 - Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0°, 90°, 45° et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en cisaillement sur éprouvette [0;45]_s après 45 ruptures de mèche (déformée x2).

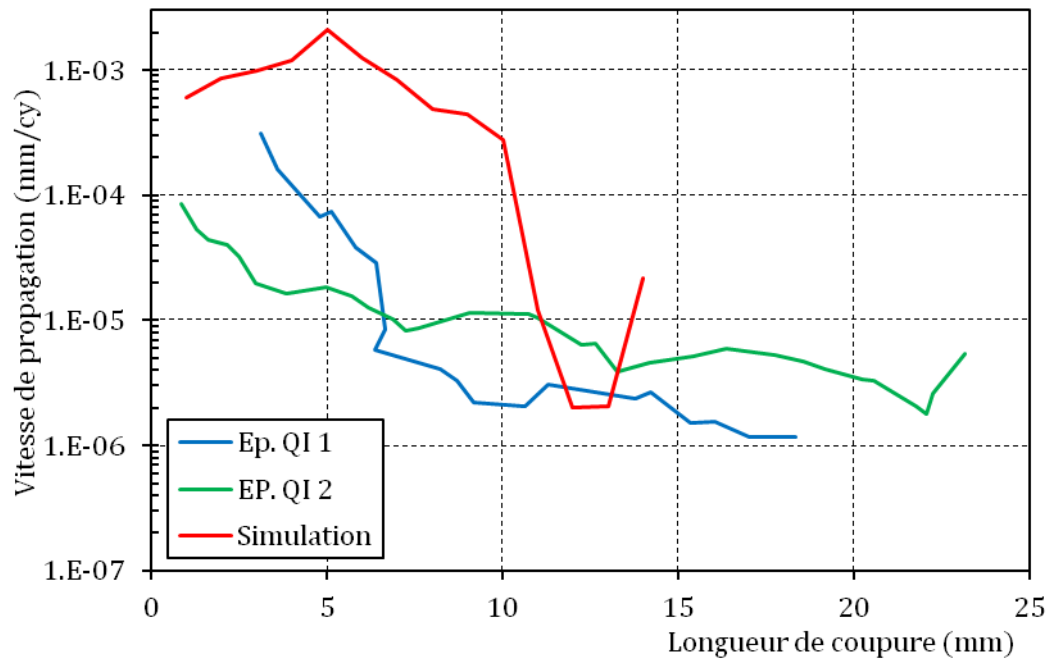


Figure V.32 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en cisaillement obtenue pour deux éprouvettes [0;45]_s et pour la simulation correspondante.

Enfin, la Figure V.33 montre les cartes des variables d'endommagement dans les 4 directions. Le même phénomène de bruitage qu'en propagation de traction sur drapage quasi-isotrope apparaît. Celui-ci est plus important qu'en traction (voir Figure V.23), avec des variations d'endommagement supérieures à 0,1 entre deux mèches adjacentes pour d_1 et $d_{45,2}$. Ces 2 variables sont pilotées par les déformations longitudinales dans les éléments surfaciques des mèches à 0° et -45° respectivement, et on retrouve des perturbations similaires sur les champs de déformation observés notamment dans ces mèches à 0° et -45° (Figure V.31a et d).

Les éléments d'interface 0-45 sont manifestement à l'origine de ces perturbations. Leur répartition hétérogène affecte les champs de déformation sur une amplitude acceptable pour la traction, mais trop élevée pour le cisaillement. On rappelle que leur comportement est binaire (état sain ou état rompu) et leur non-endommagement pourrait donc être à l'origine de ces sur-contraintes.

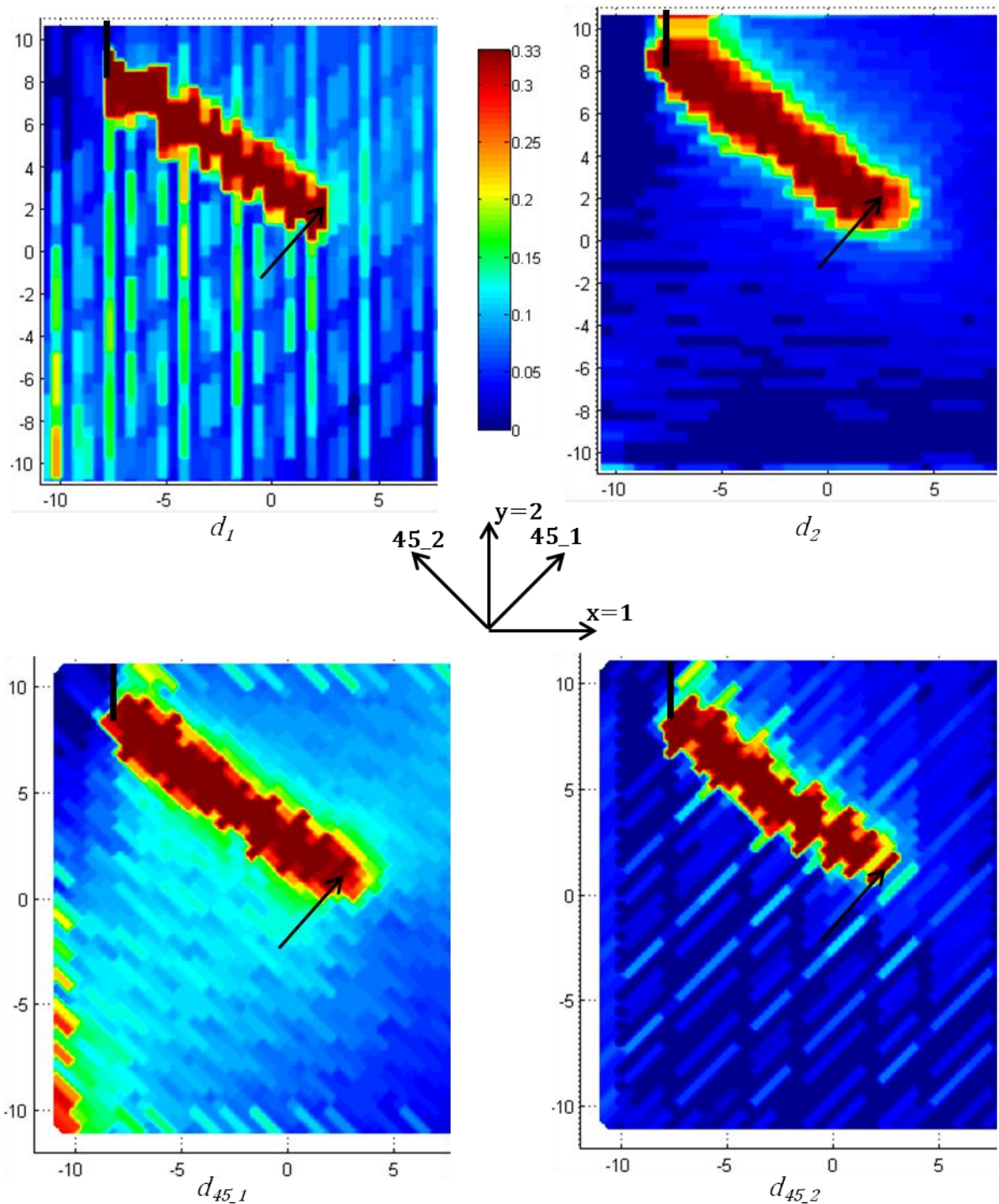


Figure V.33 – Champ des variables d'endommagement dans les directions des repères d'orthotropie des plis 0/90 et ± 45 calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation en cisaillement d'environ 15 mm sur une éprouvette $[0;45]_s$. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.

5.4. Synthèse et discussion

Ce chapitre a présenté les résultats numériques obtenus par la modélisation proposée et développée pendant ces travaux de thèse. Par rapport au modèle présenté par [Bizeul09], la direction de propagation est déterminée indépendamment du maillage, les drapages quasi-

isotropes ont été étudiés, la prise en compte des différents endommagements a été rationalisée, et le caractère saccadé des vitesses de propagation a été lissé. Le champ d'application de la modélisation a ainsi été étendu à différentes configurations de sollicitations planes, correspondant à différents essais réalisés en laboratoire.

On note tout d'abord que sans prendre en compte le motif de tissage dans la modélisation, les directions de propagation sont généralement bien obtenues. Seul le cas de la traction $[0;45]_s$ donne une propagation qui dévie de l'axe de l'entaille initiale alors que numériquement elle ne devrait pas en détourner. Dans les autres configurations, les directions de propagation correspondent globalement aux directions expérimentales, au motif de tissage près.

Concernant les vitesses de propagation, en dépit d'une dispersion importante dans certaines configurations, notamment en traction et en cisaillement sur drapages $[0/90]_n$, les valeurs quantitatives de vitesses de propagation donnent des résultats satisfaisants.

En traction, l'unique configuration qui donne des résultats numériques éloignés des vitesses mesurées en essai concerne l'éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur de 30 mm pour laquelle la vitesse simulée est surestimée sur l'ensemble de l'essai, d'un rapport 5 environ. Cependant, la distinction qui existe entre l'orientation $+45^\circ$ et -45° , dans les directions des points de tissage, pourrait expliquer cette différence. Cette hypothèse mériterait une comparaison expérimentale sur même géométrie d'éprouvette entre des drapages $[+45/-45]_2$ et $[-45/+45]_2$ voire sur des éprouvettes à un pli ($[+45/-45]$ et $[-45/+45]$).

En cisaillement, la vitesse de propagation obtenue numériquement est acceptable pour le drapage $[0/90]_4$ mais pas pour le drapage $[0;45]_s$. Le cas du cisaillement sur les deux drapages met en évidence une faiblesse dans la simulation de la rupture. En effet, la faciès de rupture et la vitesse de propagation sont tributaires de deux critères : l'un sur la localisation de la rupture, l'autre sur la déformation à prendre en compte dans le calcul du nombre de cycles à rupture. Différents critères ont été évalués sur la prise en compte de la flexion et de la traction, mais aucun ne s'est révélé satisfaisant en couvrant tous les cas de déformations de la mèche ; en traction, flexion, ou mixte. En particulier les mèches présentant une flexion importante ne rompent pas, ce qui est constaté en cisaillement, et en traction sur $[0;45]_s$. Ce critère a pour conséquence des non ruptures de mèches lorsque celles-ci sont trop en flexion. Le critère finalement retenu constitue un compromis, mais pourrait être remis en question.

Sur les deux configurations à $[0;45]_s$, les éléments d'interface entre les deux directions remplissent bien leur rôle de transmission des efforts d'interface, n'alourdissent pas la modélisation par des degrés de liberté supplémentaires, mais leur répartition irrégulière perturbe les champs de déformation et donc d'endommagement, de manière non négligeable dans le cas du cisaillement. Ils sont peut-être à l'origine de la direction de propagation déviée pour le cas de traction $[0;45]_s$. L'interaction entre les plis à 0° et 45° est difficile à appréhender, en particulier l'influence de l'un sur l'endommagement de l'autre, dont la manifestation est perceptible en 3.5.3. Sans ces informations, le bruitage des résultats constaté amène à revoir la définition de l'élément d'interface 0-45 de manière à ce que sa répartition sur le maillage MEM

soit plus uniforme. L'introduction d'un endommagement dans la liaison 0-45 est également envisageable afin de réduire ce bruit.

Le dernier élément de post-traitement concerne le champ des variables d'endommagement interpolées à partir des valeurs des raideurs des éléments d'interface, comparé aux clichés expérimentaux mettant en évidence le blanchiment de résine. Bien que la comparaison quantitative entre une variable d'endommagement et un contraste soit délicate, les cartes d'endommagement obtenues révèlent dans la plupart des cas des contours comparables à la zone d'endommagement visible. Pour cette comparaison, c'est une fois encore le cas du cisaillement [0;45]_s qui s'avère le moins bien représenté.

Enfin, l'effet du temps d'initiation sur la vitesse de propagation n'a pas été retrouvé par cette modélisation. La loi d'endommagement définie, et en particulier les hypothèses considérées pour le calcul de son évolution sous chargement variable, en est peut-être la cause.

Néanmoins, l'ensemble de ces résultats est encourageant pour poursuivre dans cette voie et envisager des perspectives de développement adaptées au comportement du matériau. De plus, le point de vue pragmatique actuellement adopté dans ce travail doit être maintenu afin de cibler le modèle pour une utilisation industrielle.

L'étude expérimentale a montré que le motif de tissage et la taille de la mèche sont deux éléments influençant les phénomènes de propagation de coupure, étant donné que la propagation s'effectue par rupture mèche par mèche, et que cette propagation suit un chemin guidé par le motif de tissage. Le modèle proposé ne tient compte que du premier des deux aspects, la taille de la mèche. Les différents résultats de direction de propagation, et les différences observées entre les plis orientés à +45° et -45°, amènent à se pencher sur la question du motif de tissage et de son éventuelle prise en compte. On peut alors considérer plusieurs approches.

Le maillage à l'échelle de la mèche pourrait prendre en compte le motif de tissage par l'introduction de « faiblesses » au niveau des points de tissages, sous forme de modification de raideur, de zones à endommagement plus rapide, ou de rupture selon une courbe ε - N plus pénalisante. La prise en compte d'un ou plusieurs de ces éléments impliquerait des paramètres supplémentaires, en outre extrêmement délicats à identifier expérimentalement et qui touchent à des caractéristiques très dispersées du matériau, telles que la géométrie d'ondulation des mèches, ou leur forme etc. L'identification pourrait être obtenue par une approche à l'échelle microscopique, ou plus simplement par identification inverse. Les paramètres adaptés devraient permettre d'obtenir la direction de propagation guidée par les points de tissage, et en particulier une distinction entre les orientations de maillage +45° et -45°. Il serait également intéressant de vérifier si numériquement on peut retrouver la différence de vitesse de propagation lorsque la direction de coupure est modifiée par les points de tissage. Cependant le modèle perdrait alors sa particularité d'absence de paramètres identifiés a posteriori.

Par ailleurs, bien qu'il présente des limites, le principe de l'élément 0-45 a montré des caractéristiques intéressantes de par son caractère adaptable à tous les maillages. En effet, ce

type d'interface pourrait se généraliser à l'interface entre deux directions de renforts d'un même pli (liaison réalisée par les éléments d'interface à deux nœuds). Cela permettrait de simplifier le modèle en limitant le nombre de types d'éléments. En outre, cette définition pourrait être généralisée pour deux plis d'une même direction. Au lieu de considérer un problème à deux plis de même direction comme deux fois le même problème, les plis pourraient être maillés indépendamment et liés par ce type d'interface. Cela permettrait par exemple d'évaluer l'effet d'un décalage des mèches, (et éventuellement des motifs de tissage) entre les plis d'une même direction.

Enfin, outre l'effet du temps d'initiation, la dispersion obtenue sur certains essais amène à considérer l'introduction d'incertitudes statistiques dans les paramètres du modèle. Une variable aléatoire pourrait être ajoutée aux variables d'endommagement et de Miner. Ainsi, le lancement successif de plusieurs simulations permettrait d'évaluer la robustesse des résultats, en termes de direction et vitesse de propagation, en fonction des sollicitations, géométrie, et du nombre de plis.

Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans ce mémoire concernent la problématique de la propagation de coupure dans des stratifiés plans représentatifs de revêtements de pale d'hélicoptère, et sous des sollicitations cycliques planes. Des aspects expérimentaux et numériques ont été abordés.

Coté expérimental, l'approche a consisté à considérer séparément les sollicitations de traction et de cisaillement, afin de couvrir différentes configurations possibles. Les drapages courants $[0/90]_n$, $[\pm 45]_n$ et quasi-isotropes $[0;45]_s$ ont été étudiés sur des éprouvettes entaillées et non-entaillées.

L'étude expérimentale a en particulier nécessité le développement d'un montage de cisaillement au rail adapté aux sollicitations cycliques et au pilotage du cisaillement en déformation imposée. Un comportement très différent a été observé entre l'endommagement en traction dans l'axe des renforts qui se manifeste par de nombreuses fissures dans les mèches, et l'endommagement en cisaillement beaucoup moins visible sur les clichés malgré des déformations beaucoup plus élevées. Par ailleurs, une étude originale d'essais de couplage entre différents types d'endommagements a également été menée.

L'étude expérimentale de la propagation de coupure a permis d'identifier des scénarios d'endommagement et de rupture pour les différentes configurations. Elle a montré l'évolution des zones d'endommagement par rétro-éclairage, et l'importance de la répartition des points de tissages sur la direction de propagation. En particulier, la différence subtile entre l'orientation des plis à $+45^\circ$ et -45° sur les points de tissages, a été mise en lumière pour les drapages $[0;45]_s$, sur les directions de propagation obtenues et potentiellement sur les vitesses de propagation.

Les résultats expérimentaux ont esquissé la stratégie de modélisation, adaptée au problème. Des progrès importants ont été réalisés par rapport au modèle initial proposé par [Bizeul09] concernant le calcul de l'endommagement, la définition de la rupture, exempte de pré-localisation, et le traitement de drapages quasi-isotropes.

Le modèle présenté ne nécessite pas de paramètre identifié a posteriori sur un essai de propagation, et reproduit la rupture uniquement à partir d'une courbe de fatigue ε -N. Il est donc

théoriquement applicable à d'autres composites tissés, en utilisant leur taille de mèche pour le maillage et leurs paramètres identifiés sur éprouvettes saines.

Le modèle a pu être évalué par comparaison aux données expérimentales en termes de faciès de rupture, de zone d'endommagement et de vitesse de propagation. Il est apparu satisfaisant dans la plupart des cas, surtout sous sollicitation de traction, mais a également présenté certaines limitations qui ouvrent des perspectives d'améliorations.

Par exemple, le cas du cisaillement donne des résultats de vitesse de propagation acceptables mais a montré les insuffisances du critère de rupture des mèches. Les mèches situées en pointe de coupure peuvent présenter plus ou moins de traction et de flexion, et la part de flexion reste délicate à estimer expérimentalement. Le critère de rupture retenu a été choisi comme compromis afin de traiter les cas de déformations dans les mèches dominées par la traction ou par la flexion. Pour affiner ce critère, la part de flexion dans les mèches en pointe de coupure devraient être estimée plus précisément. La corrélation d'images pourrait être utilisée sur un essai de propagation, bien que la taille des mèches du tissu étudié soit faible par rapport à la résolution classiquement accessible en corrélation d'image. L'essai pourrait être réalisé sur un autre tissu présentant des mèches plus larges.

Les résultats sur l'effet du temps d'initiation ne sont pas en accord avec ceux observés expérimentalement. Par conséquent, ils remettent en question certaines hypothèses du modèle, telles que la définition de la loi de cumul d'endommagement en fatigue et son indépendance au chemin suivi.

Le cas du drapage $[0;45]_s$ a conduit à l'introduction d'un élément d'interface original ne favorisant pas un drapage par rapport à l'autre et n'alourdissant pas le calcul par des degrés de libertés supplémentaires. Dans sa version actuelle il semble provoquer des perturbations non négligeables dans les champs de déformation. Néanmoins, cet élément est à un niveau de maturité faible, la définition de son comportement est rudimentaire, et il pourrait être amélioré, notamment par l'adjonction d'endommagement. Par ailleurs il pourrait être généralisé afin de réaliser les interfaces entre deux plis de directions et de positions quelconques, ou entre deux plis d'une même orientation. De cette façon, la manière dont le modèle traite les interfaces serait harmonisé par l'utilisation d'un seul type d'élément. Cela permettrait par exemple de composer un drapage de 2 plis $[0/90]_2$ avec les mèches d'un pli décalées par rapport aux mèches de l'autre, afin d'étudier l'effet de ce décalage sur la vitesse de propagation.

L'idée de la prise en compte du motif de tissage a également été évoquée. Elle pourrait permettre d'obtenir des faciès de rupture et des directions de propagation plus conformes aux essais, et de rendre compte des éventuels effets du motif de tissage sur la vitesse de propagation.

Ainsi, la partie modélisation concentre de nombreuses perspectives. Mais avant de travailler à des modifications du modèle, il convient de se pencher sur certains aspects expérimentaux à travers la réalisation d'essais supplémentaires.

En effet, la dispersion dans le temps d'initiation pour les éprouvettes structurales de traction de largeur 30 mm pourrait être de nouveau étudiée sur éprouvettes à un seul pli. La

dispersion dans la vitesse de propagation sur ce même cas pourrait être étudiée en comparant des éprouvettes préalablement endommagées en fatigue à des éprouvettes saines avant de pratiquer les entailles. On évaluerait ainsi l'effet de l'endommagement sur la vitesse de propagation.

Pour étendre le panel de configurations, l'étude de sollicitations de traction et cisaillement combinées est envisageable. Cet état pourrait être obtenu en ajoutant la possibilité de traction sur l'essai de cisaillement au rail existant, ou par un essai de traction-torsion sur une plaque entaillée. Ces essais sous sollicitations mixtes nécessitent dans les deux cas un développement expérimental important.

Aussi, l'effet de l'orientation des plis à $\pm 45^\circ$ sur les drapages quasi-isotropes est à confirmer sur drapage $[\pm 45]_n$ pour différentes géométries. Si cette direction a une influence sur la vitesse de propagation, le choix de la direction la moins pénalisante pour le drapage des pales serait un progrès à moindre coût pour leur durée de vie en présence d'une coupure.

Enfin, ce modèle a pu être intégré sur une structure de pale, bien que les résultats obtenus n'aient pas été confrontés à des données expérimentales. Il serait indispensable pour l'amélioration et la validation du modèle de poursuivre dans cette voie, et d'évaluer sa robustesse sur un essai de structure réelle.

Références bibliographiques

- Alif N, Carlsson LA (1997)** Failure mechanisms of woven carbon and glass composites. *Astm Spec Tech Publ* 471–493.
- Allix O, Ladeveze P (1992)** Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. *Compos Struct* 22:235–242.
- Amijima S, Fujii T, Hamaguchi M (1991)** Static and fatigue tests of a woven glass fabric composite under biaxial tension-torsion loading. *Composites* 22:281–289.
- Asadpoure A, Mohammadi S, Vafai A (2006)** Modeling crack in orthotropic media using a coupled finite element and partition of unity methods. *Finite Elem Anal Des* 42:1165–1175.
- Askari E, Xu J, Silling S (2006)** Peridynamic analysis of damage and failure in composites. 44th Aiaa Aerosp. Sci. Meet. Exhib. Reno Nev. Rest. Va Aiaa
- ASTM (1996)** ASTM **D3479**/D3479M-96: Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials.
- ASTM (2000)** ASTM **D3039**/D3039M-00: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials".
- ASTM (2001)** ASTM **D3518**/D3518M-01: Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of 45° Laminate.
- ASTM (1994)** ASTM **D4255**/D4255M-83: Standard Guide for Testing In-Plane Shear Properties of Composite Laminates (Two- and Three-Rail Shear Test).
- Bathias C (1991)** Fatigue des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues. *Tech Ingénieur Plast Compos AM6*:A7760.1–A7760.11.
- Belmonte HM., Manger Cl., Ogin S., et al. (2001)** Characterisation and modelling of the notched tensile fracture of woven quasi-isotropic GFRP laminates. *Compos Sci Technol* 61:585–597.
- Belytschko T, Moës N, Usui S, Parimi C (2001)** Arbitrary discontinuities in finite elements. *Int J Numer Methods Eng* 50:993–1013.
- Beuth Jr. JL, Herakovich CT (1989)** Analysis of crack extension in anisotropic materials based on local normal stress. *Theor Appl Fract Mech* 11:27–46.

-
- Bishop S (1989)** Strength and failure of woven carbon-fibre reinforced plastics for high performance applications. *Compos Mater Ser* 3:173–207.
- Bizeul M (2009)** Contribution à l'étude de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements composites tissés minces. Thèse de doctorat. Université de Toulouse; 2009.
- Bizeul M, Bouvet C, Barrau JJ, Cuenca R (2010)** Influence of woven ply degradation on fatigue crack growth in thin notched composites under tensile loading. *Int J Fatigue* 32:60–65.
- Bizeul M, Bouvet C, Barrau JJ, Cuenca R (2011)** Fatigue crack growth in thin notched woven glass composites under tensile loading. Part I: Experimental. *Compos Sci Technol* 71:289–296.
- Blès G, Gadaj SP, Nowacki WK, Tourabi A (2002)** Experimental study of a PA66 solid polymer in the case of cyclic shear loading. *Warszawa*, pp 155–174
- Bouchard P-O (2000)** Contribution à la Modélisation Numérique en Mécanique de la Rupture et Structures Multimatériaux. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris
- Bouvet C, Castanié B, Bizeul M, Barrau J-J (2009)** Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. *Int J Solids Struct* 46:2809–2821.
- Buczek MB, Herakovich CT (1985)** A Normal Stress Criterion for Crack Extension Direction in Orthotropic Composite Materials. *J Compos Mater* 19:544–553.
- Calloch S (1997)** Essais triaxiaux non-proportionnels et ingénierie des modèles de comportement. Thèse de doctorat. Ecole Normale Supérieure de Cachan
- Cantournet S, Desmorat R (2003)** Modélisation thermodynamique du frottement interne et de l'hystérésis d'un élastomère. *Comptes Rendus Mécanique* 331:265–270.
- Carlioni C, Nobile L (2004)** Fracture response of cracked orthotropic plates. *Convegno Igf Xvii*
- Chang F-K, Scott RA, Springer GS (1984)** The Effect of Laminate Configuration on Characteristic Lengths and Rail Shear Strength. *J Compos Mater* 18:290–296.
- Chrysochoos A, Maisonneuve O, Martin G, et al. (1989)** Plastic and dissipated work and stored energy. *Nucl Eng Des* 114:323–333.
- Coker EG (1912)** An Optical Determination of the Variation of Stress in a Thin Rectangular Plate Subjected to Shear. *Proc R Soc Lond Ser* 86:291–319.
- Couégnat G (2008)** Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé. Université Sciences et Technologies-Bordeaux I
- Curtis PT (1989)** The fatigue behaviour of fibrous composite materials. *J Strain Anal Eng Des* 24:235–244.
- Daggumati S, De Baere I, Van Paepegem W, et al. (2013)** Fatigue and post-fatigue stress-strain analysis of a 5-harness satin weave carbon fibre reinforced composite. *Compos Sci Technol* 74:20–27.

-
- Daggumati S, De Baere I, Van Paepegem W, et al. (2010)** Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I – Experimental analysis. *Compos Sci Technol* 70:1926–1933.
- Daggumati S, Voet E, Van Paepegem W, et al. (2011)** Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I – Experimental analysis. *Compos Sci Technol* 71:1171–1179.
- Degallaix G (2002)** Cyclic shearing behaviour of a unidirectional glass/epoxy composite. *Int J Fatigue* 24:319–326.
- De Baere I, Van Paepegem W, Degrieck J (2008a)** Comparison of the modified three-rail shear test and the $[(+45^\circ, -45^\circ)]_n$ s tensile test for pure shear fatigue loading of carbon fabric thermoplastics. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 31:414–427.
- De Baere I, Van Paepegem W, Degrieck J (2008b)** Design of a modified three-rail shear test for shear fatigue of composites. *Polym Test* 27:346–359.
- De Baere I, Van Paepegem W, Hochard C, Degrieck J (2011)** On the tension–tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part II: Evaluation of a dumbbell-shaped specimen. *Polym Test* 30:663–672.
- De Carvalho NV, Pinho ST, Robinson P (2011)** An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Compos Sci Technol* 71:1316–1325.
- De Greef N, Gorbatikh L, Godara A, et al. (2011a)** The effect of carbon nanotubes on the damage development in carbon fiber/epoxy composites. *Carbon* 49:4650–4664.
- De Greef N, Gorbatikh L, Lomov SV, Verpoest I (2011b)** Damage development in woven carbon fiber/epoxy composites modified with carbon nanotubes under tension in the bias direction. *Compos Part Appl Sci Manuf* 42:1635–1644.
- Demers CE (1998a)** Tension–tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites: tensile fatigue modulus. *Constr Build Mater* 12:51–58.
- Demers CE (1998b)** Tension–tension axial fatigue of E-glass fiber-reinforced polymeric composites: fatigue life diagram. *Constr Build Mater* 12:303–310.
- De Monte M, Moosbrugger E, Jaschek K, Quaresimin M (2010)** Multiaxial fatigue of a short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – Fatigue and fracture behaviour. *Int J Fatigue* 32:17–28.
- Désoyer T, Garrigues J (2010)** Modélisation des comportements thermomécaniques : cadre thermodynamique général et exemples.
- Dharan CKH (1975)** Fatigue failure mechanisms in a unidirectionally reinforced composite material. *Astm Spec Tech Publ* 171–188.
- Dolbow J, Moës N, Belytschko T (2000)** Discontinuous enrichment in finite elements with a partition of unity method. *Finite Elem Anal Des* 36:235–260.

-
- Dyer** KP, Isaac DH (1998) Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites. *Compos Part B Eng* 29:725–733.
- El-Hajjar** R, Haj-Ali R (2004) In-plane shear testing of thick-section pultruded FRP composites using a modified Arcan fixture. *Compos Part B Eng* 35:421–428.
- Erdogan** F, Sih GC (1963) On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *J Basic Eng* 85:19–27.
- Fiedler** B, Hojo M, Ochiai S, et al. (2001) Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading. *Compos Sci Technol* 61:1615–1624.
- François** D, Pineau A, Zaoui A (1993) *Comportement mécanique des matériaux*, Hermes.
- Fruehmann** RK, Dulieu-Barton JM, Quinn S (2010) Assessment of fatigue damage evolution in woven composite materials using infra-red techniques. *Compos Sci Technol* 70:937–946.
- Fujii** T, Amijima S, Okubo K (1993) Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite. *Compos Sci Technol* 49:327–333.
- G'Sell** C, Hiver J., Dahoun A (2002) Experimental characterization of deformation damage in solid polymers under tension, and its interrelation with necking. *Int J Solids Struct* 39:3857–3872.
- Gagel** A, Lange D, Schulte K (2006) On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. *Compos Part Appl Sci Manuf* 37:222–228.
- Gao** F, Boniface L, Ogin SL, et al. (1999) Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation. *Compos Sci Technol* 59:123–136.
- Garcia** R, Weisshaar T, McWithey R (1980) An experimental and analytical investigation of the rail shear-test method as applied to composite materials. *Exp Mech* 20:273–279.
- Goel** A, Chawla KK, Vaidya UK, et al. (2009) Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites. *Mater Charact* 60:537–544.
- Gope** PC, Sharma SP, Srivastava AK (2010) Prediction of Crack Initiation Direction for Inclined Crack Under Biaxial Loading by Finite Element Method. *J Solid Mech* 2:257–266.
- Greco** F, Leonetti L, Lonetti P (2013) A two-scale failure analysis of composite materials in presence of fiber/matrix crack initiation and propagation. *Compos Struct* 95:582–597.
- Gutkin** R, Laffan ML, Pinho ST, et al. (2011) Modelling the R-curve effect and its specimen-dependence. *Int J Solids Struct* 48:1767–1777.
- Hallett** SR, Green BG, Jiang WG, Wisnom MR (2009) An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. *Compos Part Appl Sci Manuf* 40:613–624.

-
- Hansen U (1999)** Damage Development in Woven Fabric Composites during Tension-Tension Fatigue. *J Compos Mater* 33:614–639.
- Harris CE, Morris DH (1986)** Effect of laminate thickness and specimen configuration on the fracture of laminated composites. *Compos Mater Test Des Astm Stp* 893:177–195.
- Hettich T, Hund A, Ramm E (2008)** Modeling of failure in composites by X-FEM and level sets within a multiscale framework. *Comput Methods Appl Mech Eng* 197:414–424.
- Higashino M, Takemura K, Fujii TJ (1995)** Strength and damage accumulation of carbon fabric composites with a cross-linked NBR modified epoxy under static and cyclic loadings. *Compos Struct* 32:357–366.
- Hiver JM, Dahoun A, G'Sell C (2002)** Endommagement plastique dans les mélanges de polymères: mesure in-situ en temps réel dans la striction.
- Hochard C, Lahellec N, Bordreuil C (2007)** A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures. *Compos Struct* 80:321–326.
- Hochard C, Payan J, Bordreuil C (2006)** A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads. *Int J Fatigue* 28:1270–1276.
- Hochard C, Thollon Y (2010)** A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *Int J Fatigue* 32:158–165.
- Irwin GR (1948)** Fracture dynamics. *Fract Met* 147:166.
- John S, Herszberg I, Coman F (2001)** Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components. *Compos Part B Eng* 32:659–668.
- Jones CJ, Dickson RF, Adam T, et al. (1984)** The Environmental Fatigue Behaviour of Reinforced Plastics. *Proc R Soc Lond Math Phys Sci* 396:315–338.
- Kaddour AS, Al-Salehi FAR, Al-Hassani STS, Hinton MJ (1995)** Simultaneous determination of in-plane shear and transverse moduli of unidirectional composite laminae at different strain rates and temperatures. *Compos Sci Technol* 53:431–444.
- Karahan M (2011)** Investigation of damage initiation and propagation in 2 × 2 twill woven carbon/epoxy multi-layer composites. *Text Res J* 81:412–428.
- Kawada H, Kobiki A, Koyanagi J, Hosoi A (2005)** Long-term durability of polymer matrix composites under hostile environments. *Mater Sci Eng* 412:159–164.
- Kawai M, Matsuda Y (2012)** Anisomorphic constant fatigue life diagrams for a woven fabric carbon/epoxy laminate at different temperatures. *Compos Part Appl Sci Manuf* 43:647–657.
- Kawai M, Morishita M, Fuzi K, et al. (1996)** Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates. *Compos Part Appl Sci Manuf* 27:493–502.
- Kellas S, Morton J (1992)** Scaling effects in angle-ply laminates.

-
- Kensche CW (2006)** Fatigue of composites for wind turbines. *Int J Fatigue* 28:1363–1374.
- Kriz RD, Muster WJ (1985)** Mechanical-damage effects in woven laminates at low temperatures. *Mater Stud Magn Fusion Energy Appl Low Temp-Viii* 49–86.
- Krueger R (2002)** The Virtual Crack Closure Technique: History, Approach and Applications.
- Kumagai S, Shindo Y, Horiguchi K, Narita F (2004)** Experimental and finite-element analysis of woven glass-cloth/epoxy laminate tensile specimen at room and low temperatures. *Mech Adv Mater Struct* 11:51–66.
- Kumagai S, Shindo Y, Inamoto A (2005)** Tension–tension fatigue behavior of GFRP woven laminates at low temperatures. *Cryogenics* 45:123–128.
- Ladeveze P, Allix O, Daudeville L (1990)** Mesomodeling of damage for laminate composites: Application to delamination. *Inelast Deform Compos Mater* 607–622.
- Ladeveze P, LeDantec E (1992)** Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Compos Sci Technol* 43:257–267.
- Laffan MJ, Pinho ST, Robinson P (2013)** Mixed-mode translaminar fracture of CFRP: Failure analysis and Fractography. *Compos Struct* 95:135–141.
- Laffan MJ, Pinho ST, Robinson P, McMillan AJ (2012)** Translaminar fracture toughness testing of composites: A review. *Polym Test*.
- Lakshminarayana HV (1984)** A Symmetric Rail Shear Test for Mode II Fracture Toughness (GIIC) of Composite Materials—Finite Element Analysis. *J Compos Mater* 18:227–238.
- Lambert J, Chambers AR, Sinclair I, Spearing SM (2011)** 3D damage characterisation and the role of voids in the fatigue of wind turbine blade materials. *Compos Sci Technol*.
- Lee S, Munro M (1986)** Evaluation of in-plane shear test methods for advanced composite materials by the decision analysis technique. *Composites* 17:13–22.
- Lemaignan C (2003)** La rupture des matériaux, Edp Sciences.
- Lemaitre J, Chaboche J-L, Benallal A, Desmorat R (2009)** Mécanique des matériaux solides - 3ème édition. Dunod
- Lessard LB, Eilers OP, Shokrieh MM (1997)** Modification of the three-rail shear test for composite materials under static and fatigue loading. *Compos Mater Test Des Ed Am Soc Test Mater Thirteenth*:217–233.
- Lessard LB, Eilers OP, Shokrieh MM (1995)** Testing of In-Plane Shear Properties under Fatigue Loading. *J Reinf Plast Compos* 14:965–987.
- Lisle T, Bouvet C, Pastor ML, et al. (2012)** Damage assessment of thin woven composite subjected to quasi-static tensile loading using infrared thermography.

-
- Lomov** SV, Ivanov DS, Truong TC, et al. (2008) Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test. *Compos Sci Technol* 68:2340–2349.
- Lomov** SV, Verpoest I, Peeters T, et al. (2003) Nesting in textile laminates: geometrical modelling of the laminate. *Compos Sci Technol* 63:993–1007.
- Maillet** I, Michel L, Rico G, et al. (2012) A new test methodology based on structural resonance for mode I fatigue delamination growth in an unidirectional composite. *Compos. Struct.*
- Maire** JF, Chaboche JL (1997) A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerosp Sci Technol* 1:247–257.
- Mandell** JF (1975) Fatigue crack propagation rates in woven and nonwoven fiber glass laminates. *Astm Spec Tech Publ* 515–527.
- Mandell** JF, Reed RM, Samborsky DD (1992) Fatigue of fiberglass wind turbine blade materials. Sandia National Laboratories
- Mandell** JF, Samborsky DD, Sutherland HJ (1999) Effects of materials parameters and design details on the fatigue of composite materials for wind turbine blades. *Ewec-Conf.-.* pp 628–633
- Manger** CIC, Ogin SL, Smith PA, Greaves RP (1997) Damage Development in plain weave GFRP. Murray L. Scott, Gold Coast, Queensland, Australia, pp 58–66
- Manjunatha** CM, Taylor AC, Kinloch AJ, Sprenger S (2010) The Tensile Fatigue Behavior of a GFRP Composite with Rubber Particle Modified Epoxy Matrix. *J Reinf Plast Compos* 29:2170–2183.
- Mao** H, Mahadevan S (2002) Fatigue damage modelling of composite materials. *Compos Struct* 58:405–410.
- Marín** JC, Barroso A, París F, Cañas J (2009) Study of fatigue damage in wind turbine blades. *Eng Fail Anal* 16:656–668.
- Marissen** R, Westphal T, Sterk JC (2006) Fracture of quasi-isotropic composite sheets with sharp notches. *Compos Sci Technol* 66:1803–1812.
- Marcin** L (2010) Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures. Thèse de doctorat.
- McLaughlin** PVD, Santhanam S (2002) Simulating damage growth in a [90/0]_s composite laminate using quasi-two-dimensional finite element methods. *Compos Struct* 58:227–236.
- Melro** AR, Camanho PP, Andrade Pires FM, Pinho ST (2012) Numerical simulation of the non-linear deformation of 5-harness satin weaves. *Comput Mater Sci* 61:116–126.
- Metcalfe** AG, Schmitz GK (1972) Mechanism of stress corrosion in E-glass filaments. *Glass Technol* 13:5–16.

-
- Miot S (2009)** Rupture de structures composites stratifiées sous chargements statique et de fatigue. Thèse de doctorat.
- Miot S, Hochard C, Lahellec N (2010)** A non-local criterion for modelling unbalanced woven ply laminates with stress concentrations. *Compos Struct* 92:1574–1580.
- Moës N, Dolbow J, Belytschko T (1999)** A FINITE ELEMENT METHOD FOR CRACK GROWTH WITHOUT REMESHING. *Int J Numer Methods Eng* 131–150.
- Mohseni Shakib SM, Li S (2009)** Modified three rail shear fixture (ASTM D 4255/D 4255M) and an experimental study of nonlinear in-plane shear behaviour of FRC. *Compos Sci Technol* 69:1854–1866.
- Mouroto G (2007)** Effet de taille lié à l'endommagement des mortiers. Thèse de doctorat. Bordeaux I
- Murakami Y (1987)** Stress intensity factors. Pergamon Books Inc., Elmsford, NY
- Murakami Y, Fukushima Y, Toyama K, Matsuoka S (2008)** Fatigue crack path and threshold in Mode II and Mode III loadings. *Eng Fract Mech* 75:306–318.
- Muskhelishvili NI, Radok JRM (1953)** Some basic problems of the mathematical theory of elasticity. Cambridge Univ Press
- Naderi M, Kahirdeh A, Khonsari MM (2012)** Dissipated thermal energy and damage evolution of Glass/Epoxy using infrared thermography and acoustic emission. *Compos Part B Eng* 43:1613–1620.
- Naik NK, Shembekar PS (1992)** Elastic behavior of woven fabric composites: I—Lamina analysis. *J Compos Mater* 26:2196–2225.
- Naik RA, Patel SR, Case SW (2001)** Fatigue Damage Mechanism Characterization and Modeling of a Woven Graphite/Epoxy Composite. *J Thermoplast Compos Mater* 14:404–420.
- Navarro P, Aubry J, Marguet S, et al. (2012)** Experimental and numerical study of oblique impact on woven composite sandwich structure: Influence of the firing axis orientation. *Compos Struct* 94:1967–1972.
- Nishikawa Y, Okubo K, Fujii T, Kawabe K (2006)** Fatigue crack constraint in plain-woven CFRP using newly-developed spread tows. *Int J Fatigue* 28:1248–1253.
- Nuismer RJ, Whitney JM (1975)** Uniaxial failure of composite laminates containing stress concentrations. *Fract Mech Compos Astm Stp* 593:117–142.
- Odegard GM, Bandyopadhyay A (2011)** Physical aging of epoxy polymers and their composites. *J Polym Sci Part B Polym Phys* 49:1695–1716.
- Oliver J (1996)** Modelling Strong Discontinuities in Solid Mechanics Via Strain Softening Constitutive Equations. Part 2: Numerical Simulation. *Int J Numer Methods Eng* 39:3601–3623.

-
- Oliver J**, Huespe AE, Sánchez PJ (2006) A comparative study on finite elements for capturing strong discontinuities: E-FEM vs X-FEM. *Comput Methods Appl Mech Eng* 195:4732–4752.
- Osada T**, Nakai A, Hamada H (2003) Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Compos Struct* 61:333–339.
- Oterkus E**, Barut A, Madenci E (2010) Damage growth prediction from loaded composite fastener holes by using peridynamic theory. *Proc.*
- Pandita SD**, Huysmans G, Wevers M, Verpoest I (2001) Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Compos Part Appl Sci Manuf* 32:1533–1539.
- Parks DM** (1974) A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors. *Int J Fract* 10:487–502.
- Payan J** (2004) Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Thèse de doctorat. Université de la Méditerranée - Aix-Marseille II
- Payan J**, Hochard C (2002) Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings. *Int J Fatigue* 24:299–306.
- Pettersson KB**, Neumeister JB, Gamstedt EK, Öberg H (2006) Stiffness reduction, creep, and irreversible strains in fiber composites tested in repeated interlaminar shear. *Compos Struct* 76:151–161.
- Philippidis TP**, Vassilopoulos AP (2000) Fatigue design allowables for GRP laminates based on stiffness degradation measurements. *Compos Sci Technol* 60:2819–2828.
- Plank R**, Kuhn G (1999) Fatigue crack propagation under non-proportional mixed mode loading. *Eng Fract Mech* 62:203–229.
- Post NL**, Case SW, Lesko JJ (2008) Modeling the variable amplitude fatigue of composite materials: A review and evaluation of the state of the art for spectrum loading. *Int J Fatigue* 30:2064–2086.
- Prombut P** (2007) Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels.
- Quaresimin M**, Susmel L, Talreja R (2010) Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings. *Int J Fatigue* 32:2–16.
- Wisnom MR** (1995) The effect of fibre rotation in $\pm 45^\circ$ tension tests on measured shear properties. *Composites* 26:25–32.
- Ramani SV**, Williams DP (1977) Notched and unnotched fatigue behavior of angle-ply graphite/epoxy composites. *Fatigue Filamentary Compos Mater Astm Stp* 636:27–46.
- Rakotoarisoa C**, Laurin F, Hirsekorn M, et al. (2011) Prévion de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock. *Comptes-Rendus 17èmes Journées Natl. Sur Compos. Jnc17*.

-
- Reifsnider** KL, Talug A (1980) Analysis of fatigue damage in composite laminates. *Int J Fatigue* 2:3–11.
- Rice** JR (1968) A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. DTIC Document
- Römelt** P, Cunningham PR (2012) A multi-scale finite element approach for modelling damage progression in woven composite structures. *Compos Struct* 94:977–986.
- Schellekens** JCJ, De Borst R (1991) Numerical simulation of free edge delamination in graphite-epoxy laminates under uniaxial tension. *Compos Struct* 647–657.
- Schmitt** C, Abisror A, Pluvillage G (2002) Fissuration en fatigue de plaques sollicitées en traction/torsion. *Mécanique Ind* 3:639–653.
- Scida** D, Aboura Z, Benzeggagh ML, Bocherens E (1999) A micromechanics model for 3D elasticity and failure of woven-fibre composite materials. *Compos Sci Technol* 59:505–517.
- Searles** K, Odegard G, Kumosa M (2001) Micro- and mesomechanics of 8-harness satin woven fabric composites: I — evaluation of elastic behavior. *Compos Part Appl Sci Manuf* 32:1627–1655.
- Shin** C., Wang C. (2002) A comparison of as-fatigue and re-consolidation residual properties for notched quasi-isotropic [0/45/90/–45]2S and cross-ply [0/90]4S AS4/PEEK composite laminates. *Compos Part Appl Sci Manuf* 33:1519–1528.
- Shindo** Y, Inamoto A, Narita F (2005) Characterization of Mode I fatigue crack growth in GFRP woven laminates at low temperatures. *Acta Mater* 53:1389–1396.
- Shindo** Y, Takano S, Horiguchi K, Sato T (2006) Cryogenic fatigue behavior of plain weave glass/epoxy composite laminates under tension–tension cycling. *Cryogenics* 46:794–798.
- Siavelis** M (2011) Modélisation numérique X-FEM de grands glissements avec frottement le long d'un réseau de discontinuités. Thèse de doctorat.
- Sih** GC (1974) Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems. *Int J Fract* 10:305–321.
- Sih** GC, Paris PC, Irwin GR (1965) On cracks in rectilinearly anisotropic bodies. *Int J Fract Mech* 1:189–203.
- Silling** SA (2000) Reformulation of elasticity theory for discontinuities and long-range forces. *J Mech Phys Solids* 48:175–209.
- Silling** SA, Askari E (2005) A meshfree method based on the peridynamic model of solid mechanics. *Comput Struct* 83:1526–1535.
- Sims** D (1973) In-plane shear stress-strain response of unidirectional composite materials. *J Compos Mater* 7:124–128.

-
- Smith** EW, Pascoe KJ (1989) Biaxial Fatigue of a Glass-Fibre Reinforced Composite. I. Fatigue and Fracture Behaviour. *Mech Eng Publ Biaxial Multiaxial Fatigue* 367–396.
- Smith** PA (2000) 2.04 - Carbon Fiber Reinforced Plastics—Properties. In: Editors-in-Chief: Anthony Kelly, Carl Zweben (eds) *Compr. Compos. Mater.* Pergamon, Oxford, pp 107–150
- Sneddon** In (1946) The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid. *Proc R Soc Lond Ser Math Phys Sci* 187:229–260.
- Song** D-Y, Otani N (1998) Approximate estimation of fatigue strength of polymer matrix composites by material properties. *Mater Sci Eng* 254:200–206.
- Steeves** CA, Fleck NA (2004) Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part II: experimental investigation and numerical modelling. *Int J Mech Sci* 46:585–608.
- Echtermeyer** A, Engh B, Buene L (1995) Lifetime and young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue. *Composites* 26:10–16.
- Tada** H, Paris PC, Irwin GR (1973) *The stress analysis of cracks handbook*. Del Research Corporation
- Takeda** T, Shindo Y, Watanabe S, Narita F (2012) Three-dimensional stress analysis of cracked satin woven carbon fiber reinforced/polymer composites under tension at cryogenic temperatures. *Cryogenics* 52:784–792.
- Talreja** R (1985) Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *J Compos Mater* 19:355–375.
- Tan** S, Kim R (1988) Fracture of composite laminates containing cracks due to shear loading. *Exp Mech* 28:364–372.
- Tarnopol'skii** Y., Kulakov V., Aranautov A. (2000) Measurements of shear characteristics of textile composites. *Comput Struct* 76:115–123.
- Tanchev** RT, Falzon BG (2006) A pseudo-transient solution strategy for the analysis of delamination by means of interface elements. *Finite Elem Anal Des* 42:698–708.
- Thiruppukuzhi** SV, Sun CT (2001) Models for the strain-rate-dependent behavior of polymer composites. *Compos Sci Technol* 61:1–12.
- Totry** E, González C, LLorca J, Molina-Aldareguía JM (2009) Mechanisms of shear deformation in fiber-reinforced polymers: experiments and simulations. *Int J Fract* 158:197–209.
- Toubal** L, Karama M, Lorrain B (2006) Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *Int J Fatigue* 28:1867–1872.
- Trappe** V, Günzel S, Jaunich M (2012) Correlation between crack propagation rate and cure process of epoxy resins. *Polym Test* 31:654–659.

-
- Turon A**, Davila CG, Camanho PP, Costa J (2007) An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models. *Eng Fract Mech* 74:1665–1682.
- Vandellos T** (2011) Développement d’une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées. Thèse de doctorat. Université Bordeaux I
- Van Dreumel WHM**, Kamp JLM, TU Delft: Aerospace Engineering (1977) Non Hookean behaviour in the fibre direction of carbonfibre composites and the influence of fibre waviness on the tensile properties.
- Van Paepegem W**, Degrieck J (2001) Experimental set-up for and numerical modelling of bending fatigue experiments on plain woven glass/epoxy composites. *Compos Struct* 51:1–8.
- Van Paepegem W**, Degrieck J (2003) Modelling damage and permanent strain in fibre-reinforced composites under in-plane fatigue loading. *Compos Sci Technol* 63:677–694.
- Van Paepegem W**, Degrieck J (2002) Effects of Load Sequence and Block Loading on the Fatigue Response of Fiber-Reinforced Composites. *Mech Adv Mater Struct* 9:19–35.
- Van Paepegem W**, Degrieck J (2002) A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. *Int J Fatigue* 24:747–762.
- Van Paepegem W**, Degrieck J, De Baets P (2001) Finite element approach for modelling fatigue damage in fibre-reinforced composite materials. *Compos Part B Eng* 32:575–588.
- Wang CM**, Shin CS (2002) Residual properties of notched [0/90]_{4s} AS4/PEEK composite laminates after fatigue and re-consolidation. *Compos Part B Eng* 33:67–76.
- Wang Z**, Ma L, Wu L, Yu H (2012) Numerical simulation of crack growth in brittle matrix of particle reinforced composites using the xfem technique. *Acta Mech Solida Sin* 25:9–21.
- Whitney JM**, Stansbarger DL, Howell HB (1971) Analysis of the rail shear test applications and limitations. *J Compos Mater* 5:24–34.
- Wisnom MR** (2010) Modelling discrete failures in composites with interface elements. *Compos Part Appl Sci Manuf* 41:795–805.
- Xiao J**, Bathias C (1994) Fatigue behaviour of unnotched and notched woven glass/epoxy laminates. *Compos Sci Technol* 50:141–148.
- Yaniv G**, Daniel IM, Lee JW (1989) Method for Monitoring In-Plane Shear Modulus in Fatigue Testing of Composites,. Northwestern Univ Evanston IL Dept Of Civil Engineering
- Zrida M**, Laurent H, Rio G, et al. (2009) Experimental and numerical study of polypropylene behavior using an hyper-visco-hysteresis constitutive law. *Comput Mater Sci* 45:516–527.

Liste des figures

Figure I.1 – Schéma de la structure interne d'une pale d'hélicoptère.	9
Figure I.2 – Définition des axes du repère pale et des actions mécaniques s'exerçant sur une pale en vol.	10
Figure I.3 – Illustration de l'approche adoptée pour l'étude de la propagation de coupure.	11
Figure II.1 – Armure satin de 8 du matériau étudié.	17
Figure II.2 - Différentes configurations de drapages possibles avec un pli 0/90, et introduction des notations de [Bishop89]. La couleur utilisée pour représenter les mèches caractérise sa direction « chaîne » ou « trame ».	18
Figure II.3 - Mise en évidence du phénomène d'imbrication des plis par comparaison essai/simulation de l'épaisseur moyenne d'un pli en fonction du nombre total de plis [Lomov03].	19
Figure II.4 – cycle de polymérisation du pré-imprégné verre-époxy étudié.	20
Figure II.5 – Comportement en traction d'un tissu de verre/vinyle-ester [Osada03].	20
Figure II.6 – Illustration des modes d'endommagement observés sur les composites tissés [Alif97].	22
Figure II.7 - Champ de déformation longitudinale (selon x) obtenu par corrélation d'images pour une déformation moyenne de 1,19% sur un satin de 5 carbone/PPS. Les zones de déformations maximales se superposent aux points de tissages [Daggumati11].	23
Figure II.8 – (a) : schéma du mécanisme de fissuration transverse dans un tissu, (b) : différence de géométrie entre taffetas (plain) et satin, rendant plus difficile la mise en flexion des mèches transverses du satin ce qui retarde la fissuration [Osada03].	24
Figure II.9 – Synthèse des durées de vie en fatigue sur des tissus à base de fibres de verre pour des drapages [0/90] _n [Bizeul09].	25
Figure II.10 - Schéma du montage de flexion cyclique utilisé par [VanPaepegem01a]. L'éprouvette est encastree au bâti et à un mors présentant une liaison pivot en B. L'excentrique en bas à gauche transforme la rotation de la roue, en sollicitation de flexion de l'éprouvette.	26
Figure II.11 – Evolution caractéristique du module d'Young en fatigue pour des stratifiés [0/90] _n selon [Demers98a].	27
Figure II.12 – Evolution du module d'Young en traction en fonction du nombre de cycles d'un composite verre/polyester pour différentes contraintes maximales [Echtermeyer95]. (a) : Pour une contrainte cyclique élevée. (b) : pour des contraintes cycliques plus faibles.	28
Figure II.13 - Evolution de la température de surface (a) et du nombre de coups cumulés (b) en fonction du nombre de cycles de fatigue normalisé [Naderi12].	29
Figure II.14 – Endommagement en fatigue d'un satin de 5. (a), fissuration des mèches transverses, (b), rupture de fibres axiales et méta-délaminage entre les deux directions de renforts [Daggumati13].	30
Figure II.15 – (a) : Image d'un stratifié verre/époxy obtenue par tomographie [Lambert11]. (b) : Champ de déphasage entre signal mécanique et signal thermique (en °) d'un sergé 2x2 verre/époxy en fatigue de traction, à différents instants [Fruehmann10]. Ces cartes révèlent le motif du sergé, ainsi que le développement d'une fissure dans une des mèches transverses à la direction de la charge.	31

Figure II.16 – Comparaison de la tenue en fatigue d'un stratifié quasi-isotrope de taffetas carbone/époxy à différents rapports de charge [Kawai12].....	33
Figure II.17 – Comportement du tissu en traction dans l'axe des renforts. (a) : comportement sous chargement monotone, (b) : évolution de l'endommagement, (c) : évolution de la déformation anélastique [Bizeul09]......	34
Figure II.18 – Géométrie des éprouvettes de traction utilisées.....	36
Figure II.19 – Clichés MEB d'échantillons d'éprouvettes de traction ayant subi différentes déformations maximales ε : A gauche du schéma de l'éprouvette, les coupes « planes », à droite les coupes de « profil » de normale x , en bas, la courbe de comportement en traction de l'éprouvette. Les points de couleurs correspondent aux déformations maximales atteintes par les éprouvettes sur lesquelles les clichés ont été réalisés.	37
Figure II.20 – Résultats d'un essai de traction filmé par caméra infrarouge sur la zone encadrée de l'éprouvette en bas à gauche. (a)-(d), vue de l'évolution de la température par rapport à la température initiale, ΔT , à différents instants. (e), évolution temporelle de ΔT moyennée sur 4 zones différentes définies par des rectangles de couleur en (a).....	39
Figure II.21 – Evolution des sources de chaleur cumulées dans le temps (a-d) et agrandissement de ces champs (e-h) sur lesquels le motif de l'armure satin de 8 a été superposé.	40
Figure II.22 – Evolution du module d'Young en fatigue sur éprouvettes sens chaîne (C) et sens trame (T). Résultats d'essais pour différentes déformations maximales ε_{max} imposées.....	44
Figure II.23 – Evolution du module d'Young en fonction du nombre de cycles normé par le nombre de cycles à rupture N/N_f pour des essais de fatigue dans le sens chaîne à différents niveaux de déformation.	45
Figure II.24 – Endommagement d_{if} mesuré en fonction de la déformation imposée en fatigue pour différentes valeurs du nombre de cycles. L'endommagement à rupture de chaque essai est également reporté, le pointillé noir en représente la moyenne.	46
Figure II.25 – Durée de vie en fatigue à déformation imposée pour un rapport de charge R de 1/3.....	47
Figure II.26 – Clichés MEB d'une éprouvette de traction chargée en fatigue à une déformation maximale de 8.10^{-3} jusqu'à rupture.	48
Figure II.27 – (a) illustration des repères structure (x,y) et matériau (1,2) sur un essai de traction sur drapage $[\pm 45]$. (b), illustration de la rigidification par rotation des fibres à haute déformation lors d'essais de traction sur stratifié $[\pm 45]_{2s}$ pour différentes éprouvettes Carbone/PEEK [Kellas92] (L'auteur explique la dispersion à déformation élevée par le procédé de fabrication).....	50
Figure II.28 – Exemples d'essais permettant l'étude du cisaillement plan des stratifiés [Tarnopol'skii00].	52
Figure II.29 – Comportement pour un essai de traction cyclé à 45° d'un tissu 2,5D carbone/époxy. (a), courbe contrainte/déformation, (b), détail de l'évolution des déformations résiduelles, (c), recouvrement des déformations résiduelles au cours du temps [Couégnat08].....	53
Figure II.30 – Synthèse des durées de vie en fatigue sur des tissus à base de fibres de verre pour des drapages $[\pm 45]_n$ [Bizeul09]. Une loi de type Basquin a été identifiée sur les essais de [Pandita01].	54
Figure II.31 - Perte de module d'un stratifié de tissu verre/époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte de rupture et à différentes fréquences [Pandita01]......	55
Figure II.32 – Schéma de principe de l'essai de cisaillement standard. L'éprouvette est maintenue encastrée sur les 3 rails. Les deux rails externes sont fixes tandis que le troisième coulisse selon l'axe y et génère un état de cisaillement pur (aux effets de bord près) sur les deux zones visibles de l'éprouvette.....	56
Figure II.33 – Simulation EF des champs de cisaillement τ_{12} (a) et de contrainte σ_{11} (b) dans un des deux rectangles sollicités en cisaillement [DeBaere08a].....	57
Figure II.34 – Géométrie de l'éprouvette de cisaillement.....	58
Figure II.35 – Données expérimentales des essais préliminaires sur montage non modifié : (a) charge en fonction de la distorsion angulaire pour le premier et le dernier cycle de chargement, (b) signaux des premiers cycles, et signal écrêté en fin d'essai.....	59

Figure II.36 – Solution technologique proposée par [DeBaere08b] (a), et [MohseniShakib09] (b) de montage de cisaillement au rail autorisant la fatigue à rapport de charge négatif.	60
Figure II.37 – Schéma CAO du montage de cisaillement au rail modifié. (a) : montage entier, le dispositif d'encastrement de l'éprouvette n'est pas représenté, (b) : vue en coupe du détail de la liaison ponctuelle bidirectionnelle.....	61
Figure II.38 – Clichés du montage installé sur une machine de traction/compression. (a) : vue de face, (b) : vue de la face arrière montrant l'extensomètre et une bride, (c) : détail de la liaison ponctuelle bidirectionnelle.....	62
Figure II.39 – Vue CAO de l'extensomètre adapté à la mesure du cisaillement.	63
Figure II.40 – Résultats de stéréo-corrélation pour une éprouvette sous chargement quasi-statique à une déformation homogène de cisaillement $\gamma_{xy} = 0,0125$. (a) : déplacement hors plan de l'éprouvette, (b) (c) (d) : champs de déformations γ_{xy} , ϵ_{yy} et ϵ_{xx} respectivement.	64
Figure II.41 – Déformations longitudinales, transversales et de cisaillement le long des lignes bleue et rouge pour une distorsion angulaire $\gamma = 0,0125$	65
Figure II.42 – (a), résultats d'essai de cisaillement au rail et de traction à $\pm 45^\circ$ quasi-statique monotone. (b), pour l'essai de cisaillement au rail, la rupture est initiée dans les coins des zones sollicitées, sièges de contraintes de traction/compression parasites.	66
Figure II.43 – Réponse contrainte/déformation d'éprouvettes $[0/90]_4$ en cisaillement pour deux séquences de chargement différentes. Les droites en pointillés matérialisent les pentes correspondant aux modules tangent (en rouge) et sécant (en bleu) mesurés pour la dernière charge.....	67
Figure II.44 – Evolution des grandeurs G_T , G_S , et γ_p en fonction de la déformation maximale de cisaillement appliquée pour deux éprouvettes « 1 » et « 2 ».	69
Figure II.45 – Evolution du module de cisaillement tangent en fonction du nombre de cycles pour une distorsion maximale $\gamma_{max}=0,012$. La ligne en tiret épais matérialise l'endommagement obtenu en sollicitation quasi-statique c'est-à-dire après 1 cycle.	70
Figure II.46 – Visualisation de quelques cycles de fatigue à déformation imposée sur une éprouvette avant sa visualisation au MEB.....	71
Figure II.47 – Clichés MEB d'une éprouvette de cisaillement après 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,024 puis 2.10^3 cycles à une distorsion maximale de 0,036.	71
Figure II.48 – Schématisation du cisaillement d'un échantillon de tissu dans le repère (x,y) se traduisant en traction/compression dans un repère tourné de 45°	72
Figure II.49 – Courbe contrainte/déformation d'un échantillon de résine époxy en traction (a) et en cisaillement (b) [Fiedler01].	73
Figure II.50 - (a)-(c), vue de l'évolution de la température par rapport à la température initiale, ΔT à différents instants. (d), évolution temporelle de ΔT moyennée sur la zone définie par un rectangle en (a) comparée à l'évolution de la contrainte en fonction du temps.	74
Figure II.51 – Géométrie de l'éprouvette de traction utilisée pour l'étude des couplages traction-traction, et traction-cisaillement.....	78
Figure II.52 – Evolution du module d'Young en fatigue pour les éprouvettes de grande taille E1 à E4, et leur comparaison avec des éprouvettes de drapage équivalent de taille standard.	79
Figure II.53 – Faciès de rupture et découpage de 2 éprouvettes de traction de grande taille.....	80
Figure II.54 – Géométrie des éprouvettes de couplage ($\epsilon_1 - \epsilon_2$) (a) et ($\epsilon_1 - \gamma_{12}$) (b).....	81
Figure II.55 – (a), comportement contrainte/déformation pour 2 éprouvettes saines et 2 éprouvettes préalablement endommagées dans la direction 1 à hauteur de 19%. (b), évolution du module d'Young tangent rapporté au module d'Young initial, en fonction de la déformation maximale atteinte pour les 6 essais réalisés.	82
Figure II.56 - Evolution du module d'Young tangent en fatigue, comparaison entre éprouvettes saines (préfixes E5) et préalablement endommagées dans le sens 1 à hauteur de 19% (préfixe E4) pour différents niveaux de déformation maximale.....	84

Figure II.57 – Comparaison entre les réponses contrainte/déformation des éprouvettes de couplage en cisaillement, et d’une éprouvette de taille standard sous chargement monotone.	86
Figure II.58 – Illustration du découpage des éprouvettes de couplage ($\gamma_{12} - \varepsilon_1$) après essai de fatigue en cisaillement.	87
Figure II.59 – Comparaison des réponses contrainte/déformation en traction entre des éprouvettes saines et préalablement sollicitées en fatigue de cisaillement.	88
Figure III.1 – Eprouvettes utilisées pour la mesure de la ténacité translaminaire. (a), compact tension (CT), (b), flexion 4 points (4PB), (c), double edge notched tension, (d), extended compact tension (ECT), (e), center notched tension, (f), single edge notched tension [Laffan12].	93
Figure III.2 – Effet d’un trou sur la courbe S-N de stratifiés tissés et non-tissés à base de fibres de carbone [Bishop89].	94
Figure III.3 – (a), Courbes S-N d’éprouvettes saines et trouées. (b), C-scan d’une éprouvette trouée après différents nombres de cycles de fatigue à $0,85\sigma_r$ [Wang02].	95
Figure III.4 – Résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles de fatigue subis par l’éprouvette [Bizeul09].	96
Figure III.5 – Augmentation de la résistance résiduelle post-fatigue d’éprouvettes trouées en fonction du niveau de chargement appliqué et du nombre de cycles de fatigue effectués. Matériau AS4/PEEK drapage $[0;90]_{4s}$ [Wang02].	97
Figure III.6 – (a) Evolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour 6 éprouvettes identiques et pour la même sollicitation cyclique. (b) Vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour les mêmes essais. Les éprouvettes qui initient vite propagent vite et réciproquement [Bizeul09].	98
Figure III.7 – Identification d’une loi de Paris sur des essais de propagation à différentes températures [Shindo05].	100
Figure III.8 – Identification d’une loi de Paris pour 6 essais sur éprouvettes $[0/90]_2$ réalisés selon les mêmes conditions [Bizeul09].	100
Figure III.9 – Eprouvette CT de propagation de coupure en fatigue d’un stratifié verre/époxy mettant en évidence la zone de blanchiment de résine en pointe d’entaille (a), ainsi que le trajet de la coupure influencé par le motif de tissage (b).	101
Figure III.10 – (a), éprouvette de propagation de résine époxy. (b), résultat de propagation de type loi de Paris [Trappe12].	102
Figure III.11 – Illustration d’une propagation de coupure sous chargement de traction, l’apparition d’une longueur caractéristique de « ligament » et la présence de « subcracks » parallèles à l’axe de chargement à intervalles réguliers [Mandell75].	103
Figure III.12 – Essai Compact Tension Shear utilisé pour la propagation translaminaire en mode II et mixte I+II par [Laffan13].	104
Figure III.13 – Géométries d’éprouvettes utilisées par [Schmitt02] (a), éprouvette « écharde », (b), éprouvette à « fissure de bord », (c), éprouvette à « fissure centrale ».	105
Figure III.14 – Principe de pilotage et d’automatisation de la prise de vue des essais de propagation en fatigue.	107
Figure III.15 – Procédure de la routine de dépouillement par différence d’images.	108
Figure III.16 – Interface utilisateur de la routine de soustraction d’images, exemple d’utilisation avec deux images brutes A et B en entrée et le rendu des opérations de soustraction, seuillage et contraste (image D1), puis de filtre de Wiener (image D2).	109
Figure III.17 – Géométrie de l’éprouvette de propagation en traction. En haut, la géométrie de base utilisée pour les drapages $[0/90]_n$ et quasi-isotrope $[0;45]_s$. En bas, l’adjonction d’UD carbone faisant office d’arête est utilisée pour les drapages $[\pm 45]_n$	110
Figure III.18 – Eprouvette à la fin de l’essai de propagation en traction. (a), zone de propagation de coupure. (b), cliché obtenu par rétro-éclairage permettant de visualiser un endommagement le long de la coupure par contraste avec les zones saines.	111

Figure III.19 – Evolution de la longueur de coupure en propagation de traction. Comparaison entre les éprouvettes de 2 ou 4 plis, sollicitées dans la direction chaîne ou trame.....	112
Figure III.20 - Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour des éprouvettes de 2 ou 4 plis sollicitées dans la direction chaîne ou trame.....	113
Figure III.21 – Evolution de la longueur de coupure (notée « a ») en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à mèches de trame travaillantes de largeur 30 mm [Bizeul09].	114
Figure III.22 – Estimation du développement de l'endommagement au début d'un essai de propagation de coupure obtenu par soustraction des images correspondant au nombre de cycles indiqué. Elles ont été obtenues pour les mêmes paramètres de post-traitement. Le segment rouge marque la pré-entaille de 7 mm.....	115
Figure III.23 – Développement de l'endommagement obtenu par soustraction des images correspondant au nombre de cycles indiqué. A titre d'exemple la première image est issue de la différence entre les images $0,8.10^5$ et 1.10^5 cycles. Ces images ont été obtenues pour les mêmes paramètres de post-traitement.	117
Figure III.24 – Evolution mesurée de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour 3 éprouvettes $[\pm 45]_2$ [Bizeul09].	118
Figure III.25 – Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour 3 éprouvettes $[\pm 45]_2$ [Bizeul09].	119
Figure III.26 – Cliché de 4 éprouvettes de drapage quasi-isotrope à la fin de l'essai de propagation en traction, obtenu par rétro-éclairage. Les croix rouges représentent les directions privilégiées des points de tissages pour les plis à $+45^\circ$ (c) et (d) ou -45° (a) et (b).....	120
Figure III.27 - Motif de tissage de l'armure satin de 8 orienté dans différentes directions. En termes de directions privilégiées par rapport à l'horizontale, les directions 0° et 90° sont équivalentes à la symétrie près contrairement aux directions $+45^\circ$ et -45°	120
Figure III.28 – Evolution mesurée de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à revêtement quasi-isotrope, et faciès de rupture correspondants.	121
Figure III.29 – Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure pour des éprouvettes quasi-isotropes et une éprouvette $[90]_4$	122
Figure III.30 – Géométrie de l'éprouvette de propagation de coupure en cisaillement adoptée pour cette étude. La largeur w est constante, imposée par le montage, le paramètre a_0 a été fixé à 25 mm, et b/w vaut 0,2 ou 0,5 selon les cas.	123
Figure III.31 – Champ de distorsion angulaire γ_{xy} et conditions limites du modèle par éléments finis de l'essai de cisaillement au rail permettant d'estimer la rotation du rail central.....	124
Figure III.32 – Résultats d'essai de propagation d'un stratifié $[0/90]_4$ entaillé sous chargement de cisaillement quasi-statique. Différents états sont représentés correspondant à des niveaux de déformation croissants. Le champ de déformation dans le repère (1,2) obtenu par stéréo-corrélation est représenté pour l'état 3.	125
Figure III.33 - Illustration des notations de contrainte et résistance normales en pointe d'entaille.	125
Figure III.34 – Illustration de la propagation de coupure en cisaillement pour les éprouvettes S1 et S2. A gauche, les faciès de la pointe d'entaille avant l'essai. Au centre, l'éprouvette après 10^6 cycles, la zone d'endommagement apparente sous la coupure a été repassée en pointillés rouges. A droite, la coupure en fin d'essai.	127
Figure III.35 - Evolution de l'endommagement en propagation sous chargement de cisaillement de l'éprouvette S2 obtenue par soustraction d'images. (a), entre image initiale et 10^6 cycles, (b) entre 10^6 et 5.10^6 cycles, (c) entre 5.10^6 et 12.10^6 cycles.....	128
Figure III.36 – Mise en évidence du trajet de coupure privilégié par les points de tissage dans le cas de la propagation de coupure en cisaillement. (a) et (b), clichés de l'éprouvette après propagation. (c), schéma de l'armure satin de 8. (d), vue post-mortem au MEB de l'éprouvette S2 qui met en évidence le trajet de la coupure à travers les points de tissage et les fissures secondaires à intervalles réguliers.....	129
Figure III.37 – Cliché MEB de la zone d'endommagement. On observe la présence de fissuration matricielle dans les mèches verticales jusqu'à 10 mm à l'aplomb de la coupure. Ces fissures se propagent avec un léger angle par	

rapport à la direction des mèches. Le grossissement montre que ces fissures traversent des fibres en se propageant.....	130
Figure III.38 – Cliché MEB de la coupure entière. On aperçoit de la fissuration matricielle à 45° dans les zones riches en résine (agrandissement bleu). La pointe de coupure est visible dans l'agrandissement rouge.	131
Figure III.39 – Evolution de l'endommagement au cours de l'essai S3 : déformation imposée de $\gamma_{max} = 6.10^{-3}$ pendant 12 Mcy puis $\gamma_{max} = 12.10^{-3}$ jusqu'à rupture.	132
Figure III.40 - Résultats expérimentaux de propagation de coupure : longueur de coupure en fonction du nombre de cycles.....	133
Figure III.41 - Résultats expérimentaux de propagation de coupure: vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure.	133
Figure III.42 –Résultat de l'essai S4. (a) cliché de la coupure en fin d'essai. (b)-(e), résultats de soustraction d'images entre les différents instants indiqués. La trace rouge marque la position de la pré-entaille.	134
Figure III.43 – Propagation de coupure en cisaillement avec drapage quasi-isotrope.	135
Figure III.44 - Evolution de l'endommagement de l'éprouvette QI2 par comparaison entre 2 images à des nombres de cycles donnés.....	136
Figure III.45 – Comparaison des vitesses de propagation des éprouvettes quasi-isotropes et de l'éprouvette S4 de drapage $[0/90]_4$ et éprouvées dans les mêmes conditions.....	137
Figure III.46 - Agrandissement de 3 images de post-traitement successives issues de la soustraction numérique entre les instants N et $N+\Delta N$ pour $N =$ (a) : $1,4.10^5$, (b) : $1,5.10^5$ (c) : $1,6.10^5$ cycles et $\Delta N=10^4$ cycles. La flèche rouge représente un repère qui pointe vers le même point géométrique correspondant à la pointe de coupure mesurée sur l'image (a).	137
Figure IV.1 – Illustration des 3 modes de rupture, en fonction de la direction de déplacement des lèvres de la fissure.	141
Figure IV.2 – Repère cylindrique associé à un problème de mécanique de la rupture.	141
Figure IV.3 – Illustration de la méthode d'avancée des fissures par déplacement des nœuds au voisinage immédiat de la fissure [François93].....	144
Figure IV.4 - Illustration de la méthode de l'intégrale J.....	145
Figure IV.5 – Comparaison entre les prévisions de rupture et les données expérimentales en traction et en cisaillement pour différentes longueurs d'entaille et pour un drapage $[0/90/\pm 45]_s$ (a) et $[0/90]_{2s}$ (b) d'après [Tan88].	147
Figure IV.6 - Illustration de la zone identifiée par [Hochard06] pour le critère non-local, utilisé pour déterminer la rupture en bord de défaut.	148
Figure IV.7 – Illustration de différentes échelles de modélisation [Couegnat08].....	149
Figure IV.8 – (a) VER d'une mèche tenant compte de la dispersion des fibres, portion de maillage à l'échelle du motif de tissage, (c) et (d) champ des variables d'endommagement transverse du composite en traction à deux niveaux de charge [Melro12].	150
Figure IV.9 – Illustration des travaux de [Couegnat08]. (a), cellule élémentaire représentative d'une mèche, (b), maillage du tissu, (c), illustration du maillage d'une éprouvette présentant 2 entailles décalées, (d), faciès de rupture de l'éprouvette correspondante.	151
Figure IV.10 – (a), maillage fin d'une cellule élémentaire de mèche, (b), modèle binaire d'éléments poutres superposés à un élément résine [Rörmelt12].	152
Figure IV.11 – Faciès de rupture d'une éprouvette de traction $[45; 90; -45; 0]_s$ [Wisnom10].	154
Figure IV.12 – Illustration d'un modèle de zone cohésive [Vandellos11].	155
Figure IV.13 – Principe de modélisation d'un essai de traction troué [Hallett09].	155
Figure IV.14 – Illustration des travaux de [McLaughlin00] selon 2 situations de délaminage et fissuration transverse combinés.....	156

Figure IV.15 – Illustration des enrichissements des degrés de liberté d'après [Moës01] sur un maillage régulier (a), et quelconque (b).....	157
Figure IV.16 – Maillage d'un matériau à plusieurs phases (matrice renforcée par des inclusions) en X-FEM et utilisation de la formulation d'ensembles de niveaux pour définir les géométries des constituants [Hettich08].	158
Figure IV.17 - Illustration de la nécessité d'un nombre important de points de Gauss par éléments appartenant au support des nœuds j [Asadpoure06].....	159
Figure IV.18 – Notations utilisées et grille de particules [Askari06].....	160
Figure IV.19 – Fonction de comportement des liens [Silling05].	160
Figure IV.20 – Faciès de rupture obtenus par modélisation périodynamique d'un essai de traction présentant une entaille centrée. De gauche à droite, le nombre de plis à 0° par rapport aux plis à 90° décroît [Askari06].	161
Figure IV.21 – Maillage d'une mèche par des éléments surfaciques séparés par des éléments de rupture.	163
Figure IV.22 – Illustration d'une portion de maillage dans une direction, distendu pour une meilleure clarté. En configuration saine, les nœuds 2 et 3 sont géométriquement confondus, de même que les nœuds 6,7,10 et 11, et les nœuds 14 et 15.....	163
Figure IV.23 – Liaison chaîne/trame réalisée par 4 éléments d'interface représentés par des ressorts (maillage distendu pour la compréhension).....	164
Figure IV.24 – Schéma du maillage d'un pli, distendu pour la compréhension. En pratique, le maillage est plan, et les éléments chaîne et trame sont initialement confondus. Les éléments d'interface relient 2 nœuds initialement confondus, et les éléments de rupture sont de surface nulle.	164
Figure IV.25 – Schéma pour le calcul des constantes élastiques E_1 et E_2	166
Figure IV.26 – Illustration de la différence entre module tangent E_{tan} et module sécant $E_{sécant}$ utilisé dans la définition de l'endommagement.	170
Figure IV.27 – Résultats expérimentaux de l'endommagement en fonction de la déformation de fatigue et du nombre de cycles obtenus en considérant le module tangent.....	171
Figure IV.28 – Élément d'interface utilisé pour lier les deux directions de maillage entre les nœuds N_1 et N_2 . (a) : cas où le maillage est orienté suivant le repère structure (O_{xy}). (b) : cas général.	172
Figure IV.29 – Représentation d'une mèche en traction pour établir la relation raideur – endommagement, et réduction en un problème 1D sur un ensemble de deux éléments surfaciques superposés liés par deux éléments ressorts.....	173
Figure IV.30 – Evolution de l'endommagement d en fonction de la raideur des ressorts k	175
Figure IV.31 – Comparaison des résultats expérimentaux d'endommagement avec le modèle identifié pour des nombres de cycles entre 10^3 et 10^6	176
Figure IV.32 – Comparaison de la loi de raideur des ressorts en statique et en fatigue en fonction de la déformation longitudinale de fatigue.	177
Figure IV.33 – Endommagement d en fonction de la déformation de fatigue ε et du nombre de cycles N	178
Figure IV.34 – Visualisation de la zone d'interface représentée par l'élément d'interface marqué par un ressort rouge.	179
Figure IV.35 – Zone de prise en compte de la déformation dans le calcul des raideurs k_x et k_y de l'élément d'interface repassé en rouge.	180
Figure IV.36 – Exemple de l'évolution de l'endommagement pour un élément d'interface sous la séquence de chargement décrite plus haut. Les numéros en noir indiquent l'une des 4 phases de la séquence.	183
Figure IV.37 – Comparaison entre la loi d'endommagement identifiée et les mesures expérimentales d'endommagement calculées par rapport à la valeur $G_{I2} = 3500$ MPa.....	184
Figure IV.38 - Comparaison entre la loi de pseudo-plasticité identifiée et un essai de cisaillement.....	185
Figure IV.39 – Schéma d'un élément de rupture.....	186

Figure IV.40 – Loi de Basquin prise en compte dans la modélisation et identifiée sur des essais présentant des concentrations de contraintes faibles, comparée à la loi de Basquin conservative présentée en 2.2.4.3.	188
Figure IV.41 – Élément de rupture, et variables de Miner affectées aux points de Gauss associés.	189
Figure IV.42 – Illustration de la propagation de l'endommagement suite à la rupture d'une mèche. Les raideurs des éléments d'interface de la zone repassée en rouge sont annulées suite à la rupture de la mèche via l'élément rompu.	191
Figure IV.43 – Intersection entre deux mèches matérialisée par le losange noir.	192
Figure IV.44 – Représentation des 8 nœuds supports de l'élément d'interface 0-45 entre les éléments (a) et (b), et définition des paramètres géométriques associés.	193
Figure IV.45 – Schéma de support pour le calcul de la matrice d'interpolation I	194
Figure IV.46 – Distribution du moment sur les 4 nœuds.	196
Figure IV.47 – Fonction de chargement utilisée dans la modélisation.	199
Figure IV.48 – Algorithme simplifié d'une simulation d'un essai de propagation. Les notations utilisées sont en Tableau IV.1, lorsque le numéro d'itération i est omis, la variable correspondante est prise au pas de temps convergé.	201
Figure IV.49 – Exemple de maillage utilisé pour l'étude de la propagation de coupure. Le revêtement d'un tronçon de pale de drapage $[\pm 45]_n$ est représenté par des éléments membranes classiques. Seule une petite zone d'étude est maillée avec le maillage spécifique à l'étude de la propagation.	203
Figure V.1 – Géométrie des maillages utilisés pour la simulation des essais de propagation en traction sur des drapages $[0/90]_n$. (a), éprouvette de largeur 30 mm, (b), éprouvette de largeur 50 mm.	208
Figure V.2 – Faciès de rupture en fin de simulation de la propagation en traction sur une éprouvette $[0/90]_4$ de largeur 50 mm. En bas, représentation des éléments de rupture seuls.	209
Figure V.3 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0° et 90° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_4$ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm (déformée x3).	210
Figure V.4 – Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_4$ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm.	212
Figure V.5 – Images obtenues par soustraction d'images de la propagation en traction sur une éprouvette $[0/90]_4$ après environ 15 mm de propagation.	213
Figure V.6 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour deux éprouvettes $[0/90]_4$ de largeur 50 mm et pour la simulation correspondante.	214
Figure V.7 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour deux éprouvettes $[0/90]_2$ de largeur 30 mm présentant des nombres de cycles d'initiation différents et pour les simulations correspondantes.	215
Figure V.8 – Visualisation des éléments de rupture à l'issue de la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_2$ de largeur 30 mm pour deux nombres de cycles d'initiation.	215
Figure V.9 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 90° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0/90]_2$ de largeur 30 mm après une propagation d'environ 10 mm, pour deux nombres de cycles d'initiation.	216
Figure V.10 – Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface sur des éprouvettes $[0/90]_2$ pour 2 nombres de cycles d'initiation. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.	217

Figure V.11 – Maillages utilisés pour la simulation des essais de propagation en traction sur des drapages $[\pm 45]_2$. (a), éprouvette de largeur 30 mm, (b), éprouvette de largeur 50 mm.	219
Figure V.12 - Visualisation des éléments de rupture à l'issue de la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm (a) et 50 mm (b), et comparaison avec le faciès de rupture d'une éprouvette de largeur 50 mm (c).....	220
Figure V.13 – Champ des variables d'endommagement dans les directions du repère d'orthotropie calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation d'environ 10 mm sur une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la pointe de coupure.....	221
Figure V.14 – Clichés obtenus par soustraction d'images de la propagation en traction sur une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm après environ 10 mm de propagation.	222
Figure V.15 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à $+45^\circ$ et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm, après une propagation d'environ 15 mm (déformée x1).....	223
Figure V.16 – Champ de déformation longitudinale pour des éprouvettes $[\pm 45]_2$. (a) et (b) : pour largeur 30 mm après environ 10 mm de propagation. (c), double courbure des mèches en front de fissure (éprouvette largeur 50 mm) après 30 mm de propagation environ (déformée x3).	224
Figure V.17 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour trois éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm et pour la simulation correspondante.	225
Figure V.18 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour trois éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm et pour la simulation correspondante.	225
Figure V.19 – Faciès de rupture des éprouvettes de drapages $[\pm 45]_2$. (a) : largeur 30 mm, (b), largeur 50 mm.....	226
Figure V.20 – Faciès de rupture en fin de simulation de la propagation en traction sur une éprouvette $[0;45]_s$ mis en évidence par le champ de déplacement selon l'axe y pour les mèches à 90° et à 45°	227
Figure V.21 – (a), maillage non déformé à 0/90 et éléments d'interface 0-45, (b), maillage non déformé à ± 45 avec les mêmes éléments d'interface 0-45.	228
Figure V.22 – Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0° , 90° , 45° et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en traction sur éprouvette $[0;45]_s$ de largeur 50 mm, et après une propagation d'environ 15 mm (déformée x1).	229
Figure V.23 – Champ des variables d'endommagement dans les directions des repères d'orthotropie des plis 0/90 et ± 45 calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation d'environ 15 mm sur une éprouvette $[0;45]_s$. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.	230
Figure V.24 - Evolution de la vitesse de propagation de coupure en traction obtenue pour quatre éprouvettes $[0;45]_s$ et pour la simulation correspondante.	231
Figure V.25 – Maillage utilisé pour la simulation des essais de propagation en cisaillement sur des drapages $[0/90]_4$. La pointe de pré-entaille sur le maillage MEM a été repassée en rouge.....	232
Figure V.26 – (a), faciès de rupture en fin d'essai (b), faciès de rupture de la simulation correspondante, (c) rappel du maillage d'un pli 0/90 mettant en évidence les éléments de rupture, (d), évolution du faciès de rupture en cours de simulation par numérotation des éléments de rupture rompus. Les éléments de rupture bleus (rouges) correspondent à des rupture de mèches verticales (horizontales).....	233
Figure V.27 – Visualisation du champ de déformation longitudinale au pas de temps T correspondant à 15 ruptures de mèches (déformée x3).....	234
Figure V.28 - Evolution de la vitesse de propagation de coupure en cisaillement obtenue pour deux éprouvettes $[0/90]_4$ et pour la simulation correspondante.....	235

Figure V.29 – Comparaison des variables d'endommagement avec l'endommagement obtenu par soustraction d'images expérimentales. Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.....	236
Figure V.30 – Simulation des essais de propagation en cisaillement sur des drapages [0;45] _s . (a), géométrie du maillage (b), déformée, (c), image expérimentale.	237
Figure V.31 - Déformation longitudinale dans les mèches orientées à 0°, 90°, 45° et -45° pour la simulation d'un essai de propagation en cisaillement sur éprouvette [0;45] _s après 45 ruptures de mèche (déformée x2).	238
Figure V.32 – Evolution de la vitesse de propagation de coupure en cisaillement obtenue pour deux éprouvettes [0;45] _s et pour la simulation correspondante.	239
Figure V.33 – Champ des variables d'endommagement dans les directions des repères d'orthotropie des plis 0/90 et ±45 calculées à partir des raideurs des éléments d'interface après une propagation en cisaillement d'environ 15 mm sur une éprouvette [0;45] _s . Les axes représentent les coordonnées spatiales en mm, et les flèches indiquent la position de la pointe de coupure.	240

Liste des tableaux

Tableau II.1 – Caractéristiques du tissu étudié.....	17
Tableau II.2 – Résultats de caractérisation du matériau en traction [Bizeul09].	35
Tableau II.3 – Module de cisaillement G_0 obtenu expérimentalement.	68
Tableau II.4 – Synthèse des types de couplage étudiés. La sollicitation (<i>i</i>) est systématiquement cyclique (fatigue). Le type de sollicitation indiqué dans les cellules est celui de la sollicitation (<i>ii</i>).	77
Tableau II.5 – résultats d'essais de couplage ($\varepsilon_1 - \varepsilon_2$) quasi-statiques.	82
Tableau II.6 – Durée de vie en fonction de la déformation maximale de fatigue ε_{max} appliquée et de l'endommagement préalable dans la direction 1. Le signe « * » signifie que l'essai n'a pas été mené jusqu'à rupture.....	85
Tableau II.7 – Module de cisaillement en fonction de l'endommagement préalable $d_I(\%)$	86
Tableau II.8 – Comparaison des modules d'Young en traction entre éprouvettes saines et préalablement sollicitées en fatigue de cisaillement.....	88
Tableau IV.1 – Nomenclature associée à la modélisation.	200

Propagation de coupure en fatigue sur composites tissés – Etude expérimentale et modélisation

Résumé

Les pales d'hélicoptère sont des structures composites soumises à un chargement cyclique multiaxial, et leur criticité impose de porter une attention particulière à la tolérance aux dommages. Leur revêtement peut potentiellement présenter des criques suite à certains événements (impact, défaut, foudre). Ces travaux se focalisent sur un matériau de revêtement donné (tissu de verre) et concernent l'étude de la propagation de coupure (crique) sous chargement cyclique. Les sollicitations de service ont amené à considérer la traction et le cisaillement plan.

Une étude expérimentale a été menée afin d'étudier les modes d'endommagement du matériau et sa résistance à la propagation de coupure pour différentes sollicitations (en traction et en cisaillement) et pour les drapages les plus courants. Elle a permis de dégager les mécanismes d'endommagement mis en jeu, et a fourni un ensemble important de propriétés matériau et de données quantitatives de vitesse de propagation.

Elle a par ailleurs guidé vers une modélisation par éléments finis adaptée à l'architecture du matériau, et la manière dont il se dégrade en fatigue. Ce modèle repose sur un maillage à l'échelle de la mèche, et la prédiction de la propagation est obtenue par l'utilisation d'une courbe de fatigue S-N. La simulation a été évaluée par comparaison des faciès de rupture, des vitesses de propagation et de l'étendue des zones d'endommagement avec les essais réalisés sur éprouvettes.

Mots-clés

matériau composite tissé, fissure translaminaire, propagation en fatigue, modélisation

Fatigue Crack Growth in woven composites – Experimental study and numerical modeling

Abstract

Helicopter blades consist of composite structures which have to sustain multi-axial cyclic loading. Because of their criticality, damage tolerance has to be considered carefully. Their skin is subjected to environmental events like impact, flaw, lightning which can cause through-the-thickness cracks. The present work focuses on one given skin material (woven glass fabric) and concerns the study of the through-the-thickness crack growth under cyclic loading. In-flight loading lead to consider tension and shear.

An experimental study has been carried out to study damage in the material and its crack growth resistance under different loadings (tension and shear) and for usual stacking sequences. It highlighted damage mechanisms and provided an important set of material data and crack growth speeds.

Besides, this led to a finite element approach adapted to the woven fabric architecture, and damage feature under fatigue loading. This modeling is based on a bundle scale mesh, a semi-discrete damage modeling and an S-N curve to predict fiber failure. Numerical simulations of crack growth tests were carried out, and results were compared with experiments in terms of crack direction, crack growth speed, and size of damaged area.

Keywords

woven composite materials, translaminar crack, fatigue crack growth, finite element analysis